

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

Gustavo Bavaresco Sucharski

**DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS TIPO BARREIRA TÉRMICA POR
ASPERSÃO TÉRMICA**

CURITIBA

2012

Gustavo Bavaresco Sucharski

**DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS TIPO BARREIRA TÉRMICA POR
ASPERSÃO TÉRMICA**

Dissertação apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PGMEC, Setor de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes

CURITIBA

2012

Sucharski, Gustavo Bavaresco

Deposição de revestimentos tipo barreira térmica por aspersão
térmica / Gustavo Bavaresco Sucharski . – Curitiba, 2012.

164 f. : il.; tabs.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Paraná, Setor
de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica.

Orientador: Ramón Sigifredo Cortés Paredes

1. Aspersão térmica. 2. Revestimentos. I. Cortés Paredes,
Ramón Sigifredo. II. Título.

CDD: 671.734

TERMO DE APROVAÇÃO

GUSTAVO BAVARESCO SUCHARSKI

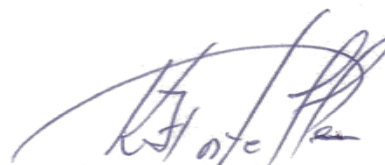
DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS TIPO BARREIRA TÉRMICA POR ASPERSÃO TÉRMICA

Dissertação aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Mestre em Engenharia Mecânica, área de concentração Manufatura, no programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

Banca Examinadora:



Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewics
UTFPR



Prof. Dr. Kleber Franke Portella
LACTEC



Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes
UFPR/PG-MEC
Presidente

Curitiba, 10 de julho de 2012.

A Maritza, minha companheira.

Aos meus pais, João Norberto e Rebeca.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, João Norberto Sucharski e Rebeca Bavaresco Sucharski, por terem feito o melhor trabalho em ensinar e educar. Por me incentivarem sempre a estudar, respeitando e apoiando em minhas escolhas. Por terem criado uma estrutura onde sempre pude me apoiar sem medo. Por saber que sempre poderei contar com vocês.

Aos meus tios Ivanio Adalberto Sucharski e Hélia Bonatto e a minha avó Maria Leonor dos Santos Sucharski, por me acolherem como filho. Permitindo que eu fizesse parte de um ambiente familiar confortável, onde pude encontrar amizade e carinho, o que foi fundamental para a conclusão deste trabalho.

Ao meu avô Ovídio Antonio Bavaresco, pelo apoio e incentivo. Por ser exemplo de pessoa. Por, mesmo a distancia, sempre fazer parte da minha vida.

A minha companheira Maritza A. Todo Bom, por sempre me apoiar, respeitando minhas escolhas. Por estar ao meu lado em todos os momentos.

Ao Prof. Ramón Sigifredo Cortés Paredes, Dr. em Eng., pela honra de ser seu orientado. Pela grande amizade. Pela parceria no desenvolvimento deste trabalho. Por não poupar esforços ao transmitir seu conhecimento, tanto em aula como no desenvolvimento das atividades do projeto. Pelo apoio e ajuda com assuntos paralelos às atividades do mestrado.

Ao Prof. Hélio Padilha, Dr. em Eng., pela grande amizade. Por estar sempre disposto a ajudar, compartilhando seu tempo, conhecimento e experiência com os equipamentos do laboratório. Pelo bom humor e ótimas conversas. Por me incentivar e proporcionar as primeiras experiências como professor.

Ao pesquisador Andre Ricardo Capra, M.sc em Eng., bem como aos engenheiros pesquisadores Andre Chicoski e Rodolpho Vaz, pelo companheirismo, voto de confiança e oportunidade de trabalhar em um projeto de grande importância.

Ao Prof. Sérgio Luiz Henke, Dr. em Eng., pelos sábios conselhos e pelo auxílio na realização das análises das amostras por MEV e EDS;

Ao Prof. Anderson Geraldo Marenda Pukasiewicz, Dr. em Eng., pela parceria e boa vontade auxiliando na preparação das amostras metalográficas, por disponibilizar seu tempo, conhecimento e experiência, além de total acesso às instalações de seu laboratório na UTFPR – campus Ponta Grossa.

Ao PG-Mec – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná por viabilizar a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica;

A Capes, por ter disponibilizado a bolsa de estudo de mestrado.

Ao LACTEC – Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, por disponibilizar os equipamentos do laboratório de materiais.

Ao LAMATS - Laboratório de Materiais e Tratamentos Superficiais, pela parceria.

Aos amigos e colegas de trabalho Émillyn e Lucas, que como parceiros de pesquisa se mostraram extremamente prestativos, sem hesitar em ajudar e dar apoio. Sem nunca deixar que faltasse descontração (e chocolate) durante os longos dias de trabalho.

Aos amigos, colegas de Pós Graduação, Rafael, Cristiano, Rafaela, Edson, Oswaldo, Marcos, Lajarin, aos técnicos Wesley e Jose, e ao estagiário Eduardo, pela força e grande ajuda. Cada qual com um ‘dedo’ nesta dissertação. Por proporcionarem um ótimo ambiente de trabalho onde a parceria e amizade são valorizadas.

A todos aqueles, que de algum modo, mesmo não citados, estiveram ao meu lado durante a realização deste trabalho.

“Não somente ensine seu filho a ler...

*... ensine ele a questionar o que lê,
ensine ele a questionar tudo.”*

George Denis Patrick Carlin

RESUMO

DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS TIPO BARREIRA TÉRMICA POR ASPERSÃO TÉRMICA

Palhetas de turbinas a gás de termoeletricas operam em atmosferas agressivas com elevadas temperaturas e pressões. Uma técnica para aumentar sua vida útil ou mesmo a temperatura de trabalho é o uso de revestimentos do tipo barreira térmica (TBC), composto por uma camada cerâmica externa (*top coat*) sobre um revestimento de ligação metálico (*bond coat*), aplicados por aspersão térmica. O objetivo geral deste trabalho é aplicar, testar e caracterizar revestimentos TBC produzidos a partir das deposições de ligas comerciais, sendo para *top coat* três pós cerâmicos de zircônia estabilizada com ítria (YSZ): $\text{ZrO}_2 8\% \text{Y}_2\text{O}_3$, $\text{ZrO}_2 7\% \text{Y}_2\text{O}_3$ e $\text{ZrO}_2 7\% \text{Y}_2\text{O}_3 1,7\% \text{HfO}_2$; e para *bond coat* três ligas de níquel: $\text{Ni} 23\% \text{Co} 17\% \text{Cr} 12,5\% \text{Al} 0,45\% \text{Y}$, $\text{Ni} 5\% \text{Al}$ e $\text{Ni} 22\% \text{Cr} 10\% \text{Al} 1\% \text{Y}$ (% em peso), sendo que para depositar estes materiais foi utilizado os respectivos processos de aspersão térmica por plasma spray (APS) e de alta velocidade (HVOF). Dividido em duas etapas, onde na primeira foram feitos testes, onde o planejamento experimental permitiu estudar variação de parâmetros dos processos, o qual prevê um conjunto de tratamentos onde se pôde verificar a influencia destes parâmetros em relação a espessura de revestimento, microdureza, porosidade, fração em área de óxidos e aderência. Na segunda etapa foram preparados novos revestimentos com os parâmetros otimizados e nestes foram realizados testes desempenho em elevada temperatura, sendo estes a 1150°C por 4 e 16 horas. Os resultados mostram o desempenho dos revestimentos, sendo evidenciada a capacidade dos TBCs de suportarem as condições testadas em elevada temperatura sem apresentarem falhas por deslocamento.

Palavras-chave: aspersão térmica, elevada temperatura, revestimentos de barreira térmica.

ABSTRACT

DEPOSITION OF THERMAL BARRIER COATINGS BY THERMAL SPRAY

Gas turbines blades for power plants operating in aggressive environments with high temperatures and pressures. One technique to increase their life or the working temperature is the use of thermal barrier coatings (TBC), composed of ceramic top coat on a metal bond coat, applied by thermal spray. The objectives of this work are: apply, test and characterize the coatings comprising a TBC. The materials used in the depositions are commercial, to top coat there is three of ceramic powders from yttria stabilized zirconia (YSZ): $\text{ZrO}_2 8\% \text{Y}_2\text{O}_3$, $\text{ZrO}_2 7\% \text{Y}_2\text{O}_3$ and $\text{ZrO}_2 7\% \text{Y}_2\text{O}_3 1,7\% \text{HfO}_2$; to bond coat there is three alloys nickel: $\text{Ni} 23\% \text{Co} 17\% \text{Cr} 12,5\% \text{Al} 0,45\% \text{Y}$, $\text{Ni} 5\% \text{Al}$ and $\text{Ni} 22\% \text{Cr} 10\% \text{Al} 1\% \text{Y}$ (wt.%). To deposit these materials was used the respective processes of plasma spray (APS) and high speed (HVOF). Divided in two stages, where in the first tests were made, the experimental planning allowed us to study variation of process parameters, which provides a set of treatments where possible to check the influence over the coating thickness, microhardness, porosity, oxide fraction area and adhesion. In the second stage new coatings were prepared with the optimized parameters, and these tests were conducted on high temperature performance, and performed at 1150°C for 4 and 16 hours. The results show the quality of coatings, which highlighted the capacity of TBCs to bearing the conditions tested at high temperature without show faults by spallation.

Keywords: thermal spraying, high temperature, thermal barrier coating.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - DISTRIBUIÇÃO DA TEMPERATURA EM UM ELEMENTO APÓS APLICAÇÃO DO REVESTIMENTO TBC [5].....	24
FIGURA 2 - ESQUEMA CONSTRUTIVO DO TBC E A FUNÇÃO DE CADA SUBCAMADA. ADAPTADO DE [5].	25
FIGURA 3 - [A] MODELO SUGERIDO NA LITERATURA PARA A FORMAÇÃO DE UM REVESTIMENTO ASPERGIDO TERMICAMENTE [53]; [B] MICROGRAFIA DE REVESTIMENTO DE AÇO CARBONO DEPOSITADO POR PROCESSO A ARCO ELÉTRICO [21].....	28
FIGURA 4 - FLUXOGRAMA DAS PRINCIPAIS TÉCNICAS DE ASPERSÃO TÉRMICA A PARTIR DE SUAS FONTES DE ENERGIA. ADAPTADO DE [26, 27].	29
FIGURA 5 - EFEITO DO TIPO DE PROCESSO E RESPECTIVOS PARÂMETROS DE ASPERSÃO TÉRMICA SOBRE A MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTOS DE AÇO 316L: [A] FS; [B] ASP; [C] HVOF; [D] HVCW [22].	32
FIGURA 6 - ESQUEMAS DAS PISTOLAS DE HVOF. [A] COMBUSTÍVEL GASOSO, COM ALIMENTAÇÃO DOS PÓS AXIAL AO FLUXO DOS GASES DE COMBUSTÃO. [B] COMBUSTÍVEL LÍQUIDO, COM ALIMENTAÇÃO DOS PÓS APÓS EXPANSÃO DOS GASES. ADAPTADO DE SULZER METCO [23].	34
FIGURA 7 - ESQUEMA DOS ELEMENTOS BÁSICOS DE UMA PISTOLA DE APS. ADAPTADO DE SULZER METCO [35].	36
FIGURA 8 - POSSÍVEIS TRAJETÓRIAS DO PÓ DURANTE A ASPERSÃO TÉRMICA. FONTE: ADAPTADO DE [35].	37
FIGURA 9 - ADESÃO DE REVESTIMENTO DE NICRALY AO AÇO SAE 1010 EM FUNÇÃO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL [36].	39
FIGURA 10 – MODOS DE FALHA DO REVESTIMENTO NO ENSAIO DE ADERÊNCIA. ADAPTADO DE [25, 27]	40
FIGURA 11 – COMPORTAMENTO PARABÓLICO CARACTERÍSTICO ESPERADO NA OXIDAÇÃO DE TBCS. ADAPTADO DE [38], ONDE FOI ESTUDADO TBC COMPOSTO POR UM <i>TOP COAT</i> DEPOSITADO POR D-GUN TM ($ZrO_2 7\% Y_2O_3$) E <i>BOND COAT</i> DEPOSITADO POR HVOF ($Ni 26\% CR 6\% AL 0,7\% Y$).....	41
FIGURA 12 - DEPOSIÇÃO AUTOMATIZADA DOS REVESTIMENTOS. [A] HVOF E [B] APS.....	47
FIGURA 13 - EXEMPLO GENÉRICO DE GRÁFICO PARA O PLANEJAMENTO FATORIAL 2^2	49
FIGURA 14 - DISPOSITIVO POSICIONADOR UTILIZADO PARA COLAR AS AMOSTRAS. EM [A] VISÃO GERAL E EM [B] DETALHE DO POSICIONAMENTO DA AMOSTRA.....	56
FIGURA 15 - EQUIPAMENTO DE ENSAIO DE TRAÇÃO UTILIZADO NOS ENSAIOS DE ADERÊNCIA DOS REVESTIMENTOS.	56
FIGURA 16 - FORNO UTILIZADO NOS ENSAIOS DE DESEMPENHO EM ELEVADA TEMPERATURA.....	59

FIGURA 17 - AMOSTRA 7B, REVESTIMENTO NI-343, DEPOSITADO PELO PROCESSO HVOF COM PARÂMETRO 7. EM [A] E [B] VISÃO GERAL EM DUAS ÁREAS DISTINTAS, EM [C] E [D] MAIOR AMPLIAÇÃO EM DUAS ÁREAS DISTINTAS.	61
FIGURA 18 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO, PRESSÃO DO GÁS E DISTÂNCIA DE DEPOSIÇÃO NA ESPESSURA DE CAMADA POR PASSE DOS REVESTIMENTOS NI-343.	62
FIGURA 19 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO, PRESSÃO DO GÁS E DISTÂNCIA DE DEPOSIÇÃO NA POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS NI-343.	64
FIGURA 20 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO, PRESSÃO DO GÁS E DISTÂNCIA DE DEPOSIÇÃO NA FRAÇÃO DE ÓXIDOS DOS REVESTIMENTOS NI-343.	64
FIGURA 21 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO, PRESSÃO DO GÁS E DISTÂNCIA DE DEPOSIÇÃO NA MICRODUREZA DOS REVESTIMENTOS NI-343.	65
FIGURA 22 - AMOSTRA 12B, REVESTIMENTO 4008 NS, DEPOSITADO PELO PROCESSO HVOF COM PARÂMETRO 3. EM [A] E [B] VISÃO GERAL EM DUAS ÁREAS DISTINTAS, EM [C] E [D] MAIOR AMPLIAÇÃO EM DUAS ÁREAS DISTINTAS.	66
FIGURA 23 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO E DISTÂNCIA DE DEPOSIÇÃO NA ESPESSURA DE CAMADA POR PASSE DOS REVESTIMENTOS 4008 NS.	67
FIGURA 24 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO E DISTÂNCIA DE DEPOSIÇÃO NA POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS 4008 NS.	68
FIGURA 25 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO E DISTÂNCIA DE DEPOSIÇÃO NA FRAÇÃO DE ÓXIDOS DOS REVESTIMENTOS 4008 NS.	69
FIGURA 26 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO E DISTÂNCIA DE DEPOSIÇÃO NA MICRODUREZA DOS REVESTIMENTOS 4008 NS.	70
FIGURA 27 - AMOSTRA 17B, REVESTIMENTO A365-2, DEPOSITADO PELO PROCESSO PLASMA COM PARÂMETRO 3. EM [A] E [B] VISÃO GERAL EM DUAS ÁREAS DISTINTAS, EM [C] E [D] MAIOR AMPLIAÇÃO EM DUAS ÁREAS DISTINTAS.	71
FIGURA 28 - INFLUÊNCIA DA POTÊNCIA, CORRENTE E TAXA DE ALIMENTAÇÃO NA POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS A365-2.	73
FIGURA 29 - INFLUÊNCIA DA POTÊNCIA, CORRENTE E TAXA DE ALIMENTAÇÃO NA FRAÇÃO DE ÓXIDOS DOS REVESTIMENTOS A365-2.	73
FIGURA 30 - INFLUÊNCIA CORRENTE E TAXA DE ALIMENTAÇÃO NA MICRODUREZA DOS REVESTIMENTOS A365-2.	74
FIGURA 31 - AMOSTRA 4B, REVESTIMENTO 204C-NS, DEPOSITADO POR APS COM PARÂMETRO 4. EM [A] E [B] VISÃO GERAL EM DUAS ÁREAS DISTINTAS, EM [C] E [D] MAIOR AMPLIAÇÃO EM DUAS ÁREAS DISTINTAS.	75
FIGURA 32 - ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA CORRENTE E TAXA DE ALIMENTAÇÃO NA POROSIDADE DO REVESTIMENTO 204C-NS.	77
FIGURA 33 - ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA CORRENTE E TAXA DE ALIMENTAÇÃO NA MICRODUREZA DO REVESTIMENTO 204C-NS.	78

FIGURA 34 - AMOSTRA 11B, REVESTIMENTO AL-1075, DEPOSITADO PELO PROCESSO PLASMA COM PARÂMETRO 2. EM [A] E [B] VISÃO GERAL EM DUAS ÁREAS DISTINTAS, EM [C] E [D] MAIOR AMPLIAÇÃO EM DUAS ÁREAS DISTINTAS.	79
FIGURA 35 - INFLUÊNCIA DA CORRENTE E DISTÂNCIA NA POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS AL-1075.	80
FIGURA 36 - ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA CORRENTE E DISTÂNCIA NA MICRODUREZA DO REVESTIMENTO AL-1075.	81
FIGURA 37 - REVESTIMENTO ZRO-236, DEPOSITADO PELO PROCESSO PLASMA COM PARÂMETRO 3. EM [A] E [B] VISÃO GERAL EM DUAS ÁREAS DISTINTAS, EM [C] E [D] MAIOR AMPLIAÇÃO EM DUAS ÁREAS DISTINTAS.	82
FIGURA 38 - INFLUÊNCIA DO FLUXO DE GÁS DE ARRASTE E TAXA DE ALIMENTAÇÃO NA POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS ZRO-236.	84
FIGURA 39 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO E FLUXO DE GÁS DE ARRASTE NA MICRODUREZA DO REVESTIMENTO ZRO-236.	85
FIGURA 40 - INFLUÊNCIA DO TIPO DE ABRASIVO NA RUGOSIDADE DA SUPERFÍCIE.	87
FIGURA 41 - RUGOSIDADE SOBRE O <i>BOND COAT</i> APÓS JATEAMENTO.	89
FIGURA 42 - ASPECTO DA AMOSTRA 3B. AS SETAS EM VERMELHO INDICAM A PRESENÇA DE COLA NO INTERIOR DA CAMADA CERÂMICA.	90
FIGURA 43 - ASPECTO DA AMOSTRA 5B. NOTA-SE TAMBÉM A PRESENÇA DE COLA NO MATERIAL CERÂMICO.	91
FIGURA 44 - ASPECTO DAS AMOSTRAS APÓS O ENSAIO DE ADERÊNCIA.	93
FIGURA 45 - COMPORTAMENTO DA TEMPERATURA NOS TESTES DE CICLAGEM TÉRMICA.	95
FIGURA 46 - AMOSTRAS SAINDO DO FORNO PARA TEMPO DE RESFRIAMENTO.	95
FIGURA 47 - AMOSTRAS SENDO RESFRIADAS À TEMPERATURA AMBIENTE.	96
FIGURA 48 - AMOSTRAS VOLTANDO PARA O FORNO.	96
FIGURA 49 - DESENHO APRESENTANDO A GEOMETRIA APARENTE DO CP.	105
FIGURA 50 - DESENHO APRESENTANDO AS DIMENSÕES DO CP, DIMENSÕES EM MILÍMETROS (MM).	105
FIGURA 51 - GANHO DE MASSA POR UNIDADE DE ÁREA (MG/CM ²) EM RELAÇÃO AO TEMPO DE ENSAIO A 1150 °C.	109
FIGURA 52 - CP 2.2 COMO ASPERGIDO. DETALHES: [A] E [B] VISÃO GERAL, [C] E [D] EXTREMIDADES.	111
FIGURA 53 - CP 2.2 APÓS 4H À 1150 °C. DETALHES [A] VISÃO GERAL, [C] E [D] EXTREMIDADES.	112
FIGURA 54 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 2.2 APÓS 4H À 1150 °C. [B] DETALHE DE [A].	113
FIGURA 55 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 2.2 APÓS 4H À 1150 °C EM [E] E [F] REVESTIMENTO TC1 E [G] E [H] REVESTIMENTO BC1. EM CONDIÇÃO DE COMO ASPERGIDO [A] E [B] TC1 E [C] E [D] BC1.	114
FIGURA 56 - MEV DO CP 2.2 APÓS 4H À 1150 °C.	115

FIGURA 57 - [A] MEV DA INTERFACE SUBSTRATO/BOND COAT DO CP 2.2. [B] ESPECTRO DE EDS PARA O <i>BOND COAT</i> PRÓXIMO AO SUBSTRATO, PONTO 'A' DA FIGURA 56.....	115
FIGURA 58 - [A] MEV DA INTERFACE BOND COAT/TOP COAT DO CP 2.2. [B] ESPECTRO DE EDS PARA O <i>BOND COAT</i> PRÓXIMO AO TGO, PONTO 'B' DA FIGURA 56.	116
FIGURA 59 - [A] MEV DO TOP COAT DO CP 2.2. [B] ESPECTRO DE EDS PARA O PONTO 'E' DA FIGURA 56.....	117
FIGURA 60 - CP 2.1 COMO ASPERGIDO. DETALHES: [A] E [B] VISÃO GERAL, [C] E [D] EXTREMIDADES.	118
FIGURA 61 - CP 2.1 APÓS 16H À 1150 °C. DETALHES [A] E [B] VISÃO GERAL, [C] E [D] EXTREMIDADES.	119
FIGURA 62 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 2.1 APÓS 16H À 1150 °C. [B] DETALHE DE [A].	119
FIGURA 63 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 2.1 APÓS 16H À 1150 °C EM [E] E [F] REVESTIMENTO TC1 E [G] E [H] REVESTIMENTO BC1. EM CONDIÇÃO DE COMO ASPERGIDO [A] E [B] TC1 E [C] E [D] BC1.....	120
FIGURA 64 - MEV DO CP 2.1 APÓS 16H À 1150 °C.....	121
FIGURA 65 - [A] MEV DA INTERFACE SUBSTRATO/BOND COAT DO CP 2.1. [B] ESPECTRO DE EDS PARA O PONTO 'C' DE [A].	121
FIGURA 66 - ESPECTROS DE EDS DO <i>BOND COAT</i> DO CP 2.1. [A] PONTO 'A' E [B] PONTO 'B' REFERENTES À FIGURA 64.	122
FIGURA 67 - [A] MEV DA INTERFACE <i>BOND COAT/TOP COAT</i> DO CP 2.1. [B] ESPECTRO DE EDS DO TGO, PONTO 'D' DA FIGURA 64.....	123
FIGURA 68 - ESPECTROS DE EDS DO <i>TOP COAT</i> DO CP 2.1. [A] PONTO 'E' E [B] PONTO 'F' REFERENTES A FIGURA 64.	124
FIGURA 69 – CP 9.2 COMO ASPERGIDO. DETALHES: [A] VISÃO GERAL, [B] E [C] EXTREMIDADES.	125
FIGURA 70 - CP 9.2 APÓS 4H À 1150 °C. DETALHES [A] VISÃO GERAL, [B] E [C] EXTREMIDADE.....	126
FIGURA 71 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 9.2 APÓS 4H À 1150 °C. [B] DETALHE DE [A].	126
FIGURA 72 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 9.2 APÓS 4H À 1150 °C EM [E] E [F] REVESTIMENTO TC2 E [G] E [H] REVESTIMENTO BC2. EM CONDIÇÃO DE COMO ASPERGIDO [A] E [B] TC2 E [C] E [D] BC2.....	127
FIGURA 73 - MEV DO CP 9.2 APÓS 4H À 1150 °C. EM [A] VISÃO GERAL E EM [B] DETALHES DAS INTERFACES SUBSTRATO/BOND COAT E BOND COAT/TOP COAT.	128
FIGURA 74 - ESPECTROS DE EDS DO <i>BOND COAT</i> DO CP 9.2. [A] PONTO 'A' E [B] PONTO 'C' REFERENTES À FIGURA 73.	128
FIGURA 75 - [A] MEV TOP COAT DO CP 9.2. [B] ESPECTRO DE EDS PARA ESTA ÁREA, PONTO 'E' DA FIGURA 73.....	129
FIGURA 76 - CP 9.3 COMO ASPERGIDO. DETALHES: [A] VISÃO GERAL, [B] E [C] EXTREMIDADES.	130

FIGURA 77 - CP 9.3 APÓS 16H À 1150 °C. DETALHES [A] E [B] VISÃO GERAL, [C] E [D] EXTREMIDADES.	131
FIGURA 78 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 9.3 APÓS 16H À 1150 °C. [B] DETALHE DE [A].	131
FIGURA 79 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 9.3 APÓS 16H À 1150 °C EM [E] E [F] REVESTIMENTO TC2 E [G] E [H] REVESTIMENTO BC2. EM CONDIÇÃO DE COMO ASPERGIDO [A] E [B] TC2 E [C] E [D] BC2.	132
FIGURA 80 - MEV DO CP 9.3 APÓS 16H À 1150 °C. EM [A] VISÃO GERAL E EM [B] DETALHE DO BOND COAT.	133
FIGURA 81 - ESPECTROS DE EDS DO BOND COAT DO CP 9.3. [A] PONTO 'A' E [B] PONTO 'C' REFERENTES A FIGURA 80.	134
FIGURA 82 - [A] MEV TOP COAT DO CP 9.3. [B] ESPECTRO DE EDS PARA ESTA ÁREA, PONTO 'E' DA FIGURA 80.	135
FIGURA 83 - CP 4.2 COMO ASPERGIDO. DETALHES: [A] VISÃO GERAL, [B] E [C] EXTREMIDADES.	136
FIGURA 84 - CP 4.2 APÓS 4H À 1150 °C. DETALHES [A] VISÃO GERAL, [B] E [C] EXTREMIDADE.	136
FIGURA 85 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 4.2 APÓS 4H À 1150 °C. EM DETALHES DE [A]: [B] REVESTIMENTO CERÂMICO E [C] REVESTIMENTO METÁLICO.	137
FIGURA 86 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 4.2 APÓS 4H À 1150 °C EM [E] E [F] REVESTIMENTO TC2 E [G], [G.1], [H] E [H.1] REVESTIMENTO BC3. EM CONDIÇÃO DE COMO ASPERGIDO [A] E [B] TC2 E [C] E [D] BC3.	138
FIGURA 87 - [A] MEV DA VISÃO GERAL DO CP 4.2 APÓS ENSAIO. [B] ESPECTRO DE EDS DO BOND COAT, PONTO 'A' DE [A].	139
FIGURA 88 - [A] MEV DA INTERFACE SUBSTRATO/BOND COAT CP 4.2 APÓS ENSAIO. [B] ESPECTRO DE EDS DO BOND COAT, PONTO 'C1' REFERENTE AOS PONTOS MARCADOS EM [A].	139
FIGURA 89 - ESPECTROS DE EDS DO BOND COAT DO CP 4.2. [A] PONTO 'C2' (BOND COAT PRÓXIMO AO SUBSTRATO) E [B] PONTO 'C3' (BOND COAT PRÓXIMO AO TGO) A FIGURA 87.	140
FIGURA 90 - EM [A] MEV DA INTERFACE BOND COAT/ÓXIDOS CP 4.2 APÓS ENSAIO. EM [B], [C] E [D] ESPECTROS DE EDS DOS PRODUTOS DA OXIDAÇÃO, RESPECTIVAMENTE PARA OS PONTOS 'D1', 'D2' E 'D3'.	141
FIGURA 91 - EM [A] MEV TOP COAT DO CP 4.2. [B] ESPECTRO DE EDS PARA ESTA ÁREA, PONTO 'E' DA FIGURA 87.	142
FIGURA 92 - CP 4.1 COMO ASPERGIDO. DETALHES: [A] VISÃO GERAL, [B] E [C] EXTREMIDADES.	143
FIGURA 93 - CP 4.1 APÓS 16H À 1150 °C. DETALHES [A] VISÃO GERAL, [B] E [C] EXTREMIDADE.	143
FIGURA 94 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 4.1 APÓS 16H À 1150 °C. EM DETALHES DE [A]: [B] REVESTIMENTO CERÂMICO E [C] REVESTIMENTO METÁLICO.	144

FIGURA 95 - MICROSCOPIA ÓTICA DO CP 4.1 APÓS 4H À 1150 °C EM [E] E [F] REVESTIMENTO TC2 E [G], [G.1] E [H] REVESTIMENTO BC3. EM CONDIÇÃO DE COMO ASPERGIDO [A] E [B] TC2 E [C] E [D] BC3.....	145
FIGURA 96 - [A] MEV DA VISÃO GERAL DO CP 4.1 APÓS ENSAIO. [B] ESPECTRO DE EDS DO BOND COAT, PONTO 'A' DE [A].....	146
FIGURA 97 - [A] MEV DA INTERFACE SUBSTRATO/BOND COAT CP 4.1 APÓS ENSAIO. [B] ESPECTRO DE EDS DO BOND COAT, PONTO 'C' REFERENTE AOS PONTOS DE [A] E DA FIGURA 96.	146
FIGURA 98 - EM [A] MEV DA INTERFACE BOND COAT/ÓXIDOS CP 4.1 APÓS ENSAIO. EM [B] ESPECTRO DE EDS DOS PRODUTOS DA OXIDAÇÃO, PARA O PONTO 'D'.	147
FIGURA 99 - [A] MEV TOP COAT DO CP 4.1. [B] ESPECTRO DE EDS PARA ESTA ÁREA, PONTO 'E' DA FIGURA 96.	148
FIGURA 100 - ESPESSURA DE TGO PARA 4 E 16 HORAS.....	149

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - PROCESSOS DE ASPERSÃO TÉRMICA, SUAS SIGLAS E NOMES.....	30
TABELA 2 - VALORES REPRESENTATIVOS DE CONDIÇÕES OPERACIONAIS DISPONIBILIZADAS PELOS PRINCIPAIS PROCESSOS DE ASPERSÃO TÉRMICA. ADAPTADO DE [22].	31
TABELA 3 - LIGAS UTILIZADAS NAS DEPOSIÇÕES POR ASPERSÃO TÉRMICA.	46
TABELA 4 - DISTRIBUIÇÃO DAS VARIÁVEIS PARA CADA PARÂMETRO EM PLANEJAMENTO FATORIAL 2 ²	48
TABELA 5 - DISTRIBUIÇÃO DAS VARIÁVEIS PARA CADA PARÂMETRO EM PLANEJAMENTO FATORIAL 2 ³	49
TABELA 6 - PARÂMETROS DO APS PARA DEPOSIÇÃO DO <i>BOND COAT</i> A365-2.....	51
TABELA 7 - PARÂMETROS DO HVOF PARA DEPOSIÇÃO DO <i>BOND COAT</i> 4008NS.....	52
TABELA 8 - PARÂMETROS DO HVOF PARA DEPOSIÇÃO DO <i>BOND COAT</i> NI-343.....	52
TABELA 9 - PARÂMETROS DO APS PARA DEPOSIÇÃO DO CERÂMICO 204C-NS.	53
TABELA 10 - PARÂMETROS DO APS PARA DEPOSIÇÃO DO CERÂMICO AL-1075.....	54
TABELA 11 - PARÂMETROS DO APS PARA DEPOSIÇÃO DO CERÂMICO ZRO 236-1.	54
TABELA 12 - DESCRIÇÃO DOS CORPOS DE PROVA UTILIZADOS NO ENSAIO.	55
TABELA 13 - CARACTERÍSTICAS DAS AMOSTRAS PARA ENSAIO DE ADERÊNCIA.	57
TABELA 14 - ESPESSURAS DAS AMOSTRAS, REVESTIMENTO UTILIZADO NI-343.....	62
TABELA 15 - POROSIDADE E FRAÇÃO EM ÁREA DE ÓXIDOS DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM A LIGA NI-343.....	63
TABELA 16 - VALORES OBTIDOS DE MICRODUREZA VICKERS DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM NI-343.	65
TABELA 17 - ESPESSURAS DAS AMOSTRAS, REVESTIMENTO UTILIZADO 4008 NS.....	67
TABELA 18 - POROSIDADE E FRAÇÃO EM ÁREA DE ÓXIDOS DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM A LIGA 4008 NS.	68
TABELA 19 - ANÁLISE ESTATÍSTICA DA MICRODUREZA VICKERS DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM 4008 NS.	69
TABELA 20 - ESPESSURAS DAS AMOSTRAS, REVESTIMENTO UTILIZADO A365-2 NS.	71
TABELA 21 - POROSIDADE E FRAÇÃO EM ÁREA DE ÓXIDOS DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM A LIGA A365-2.	72
TABELA 22 - VALORES DA MICRODUREZA VICKERS DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM A365-2.	74
TABELA 23 - ESPESSURAS DAS AMOSTRAS, REVESTIMENTO UTILIZADO 204C-NS, DEPOSIÇÃO AUTOMATIZADAS.....	76
TABELA 24 - POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM A LIGA 204C-NS.....	76
TABELA 25 - MICRODUREZA DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM A LIGA 204C-NS. ..	77
TABELA 26 - ESPESSURAS DAS AMOSTRAS, REVESTIMENTO UTILIZADO AL-1075.	79
TABELA 27 - POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM AL-1075.	80

TABELA 28 - ANÁLISE ESTATÍSTICA DA MICRODUREZA VICKERS DOS REVESTIMENTOS AL-1075.....	81
TABELA 29 - ESPESSURAS DAS AMOSTRAS, REVESTIMENTO UTILIZADO ZRO-236.....	83
TABELA 30 - POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM ZRO-236.....	83
TABELA 31 - ANÁLISE ESTATÍSTICA DA MICRODUREZA VICKERS DOS REVESTIMENTOS ZRO236.....	84
TABELA 32 - RUGOSIDADE DO SUBSTRATO APÓS JATEAMENTO ABRASIVO.....	86
TABELA 33 - VALORES DE RUGOSIDADE DAS AMOSTRAS QUE SOFRERAM JATEAMENTO DO <i>BOND COAT</i>	88
TABELA 34 - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE ADERÊNCIA.....	92
TABELA 35 - RESULTADO EM FUNÇÃO DO NÚMERO DE CICLOS TÉRMICOS.....	97
TABELA 36 - LIGAS, PROCESSOS E PARÂMETROS UTILIZADOS NA PREPARAÇÃO DOS CPS PARA TESTE DESEMPENHO EM ELEVADA TEMPERATURA.....	104
TABELA 37 - PLANEJAMENTO DO ENSAIO DE DESEMPENHO EM ELEVADA TEMPERATURA.....	106
TABELA 38 - AVALIAÇÃO DA VARIAÇÃO DE MASSA POR UNIDADE DE ÁREA E PERCENTUAL DO AUMENTO DE MASSA.....	108
TABELA 39 - QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS PARA OS PONTOS 'A' E 'B' DA FIGURA 56, CP2.2.....	116
TABELA 40 – <i>TOP COAT</i> DO CP2.2, PONTO 'E' DA FIGURA 56, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS.....	117
TABELA 41 - PONTOS 'A', 'B' E 'C' DA FIGURA 64, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS.....	122
TABELA 42 - PONTO 'D' DA FIGURA 64, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS.....	123
TABELA 43 - PONTO 'E' E 'F' DA FIGURA 64, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS DO <i>TOP</i> <i>COAT</i> DO CP 2.1.....	124
TABELA 44 - PONTOS 'A' E 'C' DA FIGURA 73, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS.....	129
TABELA 45 - PONTO 'E' DA FIGURA 73, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS.....	129
TABELA 46 - PONTOS 'A' E 'C' DA FIGURA 80, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS.....	134
TABELA 47 - PONTO 'E' DA FIGURA 80, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS.....	135
TABELA 48 - QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS PARA OS PONTOS ANALISADOS NO CP 4.2.....	140
TABELA 49 - QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS PARA OS PONTOS 'D1', 'D2' E 'D3' DO CP 4.2.....	141
TABELA 50 - PONTO 'E' DA FIGURA 87, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS.....	142
TABELA 51 - QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS PARA OS PONTOS ANALISADOS NO CP 4.1.....	147
TABELA 52 - QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS PARA O PONTO ANALISADO NA REGIÃO OXIDADA DO CP 4.1.....	148
TABELA 53 - PONTO 'E' DA FIGURA 96, QUANTIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS.....	149
TABELA 54 - ESPESSURA DE TGO PARA 4 E 16 HORAS.....	149

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	17	
LISTA DE TABELAS	23	
1	CAPITULO I – INTRODUÇÃO: contextualização do tema e revisão bibliográfica	19
1.1	INTRODUÇÃO.....	19
1.2	JUSTIFICATIVA.....	21
1.3	OBJETIVOS.....	21
1.3.1	Objetivo geral.....	21
1.3.2	Objetivos específicos.....	22
1.4	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
1.4.1	Revestimentos de Barreira Térmica - TBC	23
1.4.1.1	Revestimento cerâmico – <i>top coat</i>	25
1.4.1.2	Revestimento metálico – <i>bond coat</i>	26
1.4.1.3	Óxido termicamente crescido - TGO	26
1.4.1.4	Substrato	27
1.4.2	Aspersão Térmica.....	27
1.4.2.1	Aspersão térmica por chama de alta velocidade - HVOF	32
1.4.2.2	Aspersão térmica a plasma por arco não transferido - APS	35
1.4.3	Preparação de superfícies para aspersão térmica	38
1.4.4	Aderência de revestimentos aspergidos.....	40
1.4.5	Oxidação de revestimentos TBC	41
1.4.6	Trabalhos relacionados a tema.....	42
2	CAPITULO II – PRIMEIRA ETAPA: Avaliação de parâmetros, caracterização e desempenho a elevada temperatura de revestimentos TBC	45
2.1	MATERIAIS E MÉTODOS	45
2.1.1	Materiais	46
2.1.2	Processo de deposição	46
2.1.3	Planejamento experimental das deposições.....	48
2.1.4	Definição de parâmetros das deposições.....	50
2.1.4.1	Parâmetros para caracterização microestrutural	50
2.1.4.2	Parâmetros para avaliação de aderência	55
2.1.5	Medições da microdureza.....	58
2.1.6	Desempenho a elevada temperatura.....	58
2.1.7	Caracterização.....	59
2.2	RESULTADOS DA PRIMEIRA ETAPA	60
2.2.1	Revestimentos <i>bond coat</i> Ni-343.....	60
2.2.2	Revestimentos <i>bond coat</i> 4008 NS	66
2.2.3	Revestimentos <i>bond coat</i> A365-2.....	70
2.2.4	Revestimento <i>top coat</i> 204C-NS	74
2.2.5	Revestimento <i>top coat</i> Al-1075.....	78
2.2.6	Revestimento <i>top coat</i> ZRO-236	82
2.2.7	Rugosidade e ensaios de aderência.....	85

2.2.8	Desempenho a elevada temperatura.....	94
2.3	CONCLUSÕES E COMENTARIOS DA PRIMEIRA ETAPA.....	98
2.3.1	Revestimentos das ligas para <i>bond coat</i>	98
2.3.2	Revestimentos das ligas cerâmicas.....	100
2.3.3	Ensaio de aderência	101
2.3.4	Desempenho a elevada temperatura.....	102
3	CAPITULO III – SEGUNDA ETAPA: Aplicações otimizadas e testes de desempenho a elevada temperatura	103
3.1	MATERIAIS E MÉTODOS	103
3.1.1	Materiais	103
3.1.2	Definição da geometria de CP e deposições automatizadas.....	104
3.1.3	Planejamento experimental	106
3.1.4	Caracterização e análise	107
3.2	RESULTADOS DA SEGUNDA ETAPA	108
3.2.1	Oxidação por análise de variação de massa	108
3.2.2	Revestimento TBC 01.....	111
3.2.2.1	Revestimento TBC 01 submetido a 1150 °C por 4 horas	111
3.2.2.2	Revestimento TBC 01 submetido a 1150 °C por 16 horas	118
3.2.3	Revestimento TBC 02.....	125
3.2.3.1	Revestimento TBC 02 submetido a 1150 °C por 4 horas	125
3.2.3.2	Revestimento TBC 02 submetido a 1150 °C por 16 horas	130
3.2.4	Revestimento TBC 03.....	135
3.2.4.1	Revestimento TBC 03 submetido a 1150 °C por 4 horas	135
3.2.4.2	Revestimento TBC 03 submetido a 1150 °C por 16 horas	143
3.2.5	Comparações entre os revestimentos	149
4	CONCLUSÕES E CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	151
4.1	PROPOSTA PARA NOVOS TRABALHOS.....	154
5	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	155

1 CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO: contextualização do tema e revisão bibliográfica

1.1 INTRODUÇÃO

A eficiência energética, em qualquer seguimento ou processo, tem grande impacto econômico e ambiental, sendo ligada diretamente ao rendimento de um equipamento, e no caso de turbinas a gás, o rendimento está ligado a temperatura de operação e vida útil de seus componentes. Portanto, a busca pela melhoria na eficiência tem sido justificativa para pesquisas voltadas à revestimentos de barreira térmica e a otimização dos processos de obtenção dos mesmos.

Palhetas de turbinas a gás de aeronaves e de termoelétricas operam em atmosferas agressivas, composta pela combinação de tensões cíclicas em alta temperatura e pressão, juntamente com uma atmosfera oxidante. Nestas condições estes componentes sofrem degradação precoce das propriedades mecânicas e metalúrgicas, comprometendo sua integridade estrutural e se tornando incapazes de desempenhar as funções adequadamente durante todo o tempo para os quais foram projetados.

Uma alternativa para melhorar as propriedades destas palhetas, como aumentos na temperatura de trabalho e na vida útil dessas palhetas, é a utilização de revestimentos especiais depositados por diversos processos [1], entre os quais estão aspersão térmica, difusão e soldagem.

A aplicação de revestimento em alguns componentes de turbina a gás se deve à necessidade de protegê-los de corrosão a quente, oxidação, degradação de propriedades mecânicas, como resistência à fluência, por exemplo [2]. Os revestimentos são recursos efetivos para aumentar a temperatura de operação das ligas metálicas usadas nas palhetas de turbina [3].

Os revestimentos são soluções que apresentam, de uma maneira geral, redução de custo para prolongar a vida de um componente usado em alta temperatura, pois mesmo considerando o valor agregado ao material e aos processos de deposição e manutenção do revestimento, se torna economicamente

viável quando comparado a troca e manutenção destes componentes em uma condição não revestido.

A eficiência destes revestimentos é grandemente dependente tanto dos materiais utilizados, como do processo utilizado para obtê-los, sendo estes chamados de revestimentos de barreira térmica ou TBC (*Thermal Barrier Coating*) [4].

O TBC é um sistema de proteção composto por dois tipos distintos de revestimento, constituído primeiramente de uma proteção contra oxidação e corrosão a quente, desempenhando também a função de camada de ligação, denominada *bond coat* (BC), conseguida por intermédio de uma camada metálica, geralmente do tipo MCrAlY, aliada à um isolamento térmico obtido pela deposição de uma camada cerâmica sobre a camada metálica, chamada de *top coat* (TC e/ou cerâmico). Apesar de haver pesquisas em cerâmicas estruturais, ainda é limitada a aplicação em peças totalmente feitas com este material. Sendo assim, as vantagens dos materiais cerâmicos e metálicos são combinados na utilização dos TBC [4].

A forma de se obter as camadas de revestimento que constituem o TBC é extremamente importante, pois dependendo da técnica utilizada é possível variar a microestrutura obtida, e com isso a resposta ao meio agressivo onde o TBC será exposto. Entre as técnicas de deposição atualmente discutidas, as mais citadas são: deposição física de vapor por feixe de elétrons (EB-PVD - *Electron Beam Physical Vapor Deposition*) e a aspersão térmica, tanto por plasma e suas variações (PS - *Plasma Spray*) bem como o processo de alta velocidade (HVOF – *High Velocity Oxi-Fuel*) [4, 5, 6, 7, 8, 9].

Neste trabalho somente será abordado o que se refere aos processos de deposição por aspersão térmica. De uma maneira genérica a aspersão térmica consiste em um conjunto de processos que por meio dos quais se depositam, sobre uma superfície previamente preparada, camadas de materiais metálicos ou não metálicos. Este processo consiste em levar os materiais, com que se pretende produzir o revestimento, a um estado fundido ou semi-fundido através de uma fonte de calor gerado no bico de uma pistola apropriada, sendo este acelerado, ou seja, ganhando energia cinética, por um gás de arraste até a superfície a ser revestida. Em relação à aderência dos revestimentos depositados por aspersão térmica, o mecanismo de adesão é basicamente por ancoramento mecânico, sendo que

também, em alguns casos, dependendo dos materiais e do processo de aspersão térmica, são gerados alguns pontos de micro-fusão [6, 10].

Finalmente, é importante mencionar que no Brasil não se tem indústrias da área de revestimentos que realizam aplicação e/ou reparos em revestimentos de palhetas de turbinas a gás, até a atualidade esses serviços são realizados no exterior.

1.2 JUSTIFICATIVA

Atualmente, a recuperação de palhetas de turbinas a gás e a aplicação dos revestimentos TBC são realizados fora do país a um elevado custo. A aspersão térmica é uma alternativa ao processo que vem sendo utilizado (EB-PVD), sendo os revestimentos aplicados a um menor custo. Além do que, os procedimentos e a tecnologia aqui testados são desenvolvidas para as empresas situadas no país, trazendo benefícios ao mercado nacional.

Espera-se que com o desenvolvimento de métodos de recuperação utilizando a aspersão térmica, e ainda, tendo esse conhecimento técnico-científico sobre esse tipo de revestimento, seja possível aumentar a concorrência e diminuir os custos da recuperação das palhetas de turbinas a gás revestidas.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo geral

Este estudo tem como objetivo aplicar e posteriormente caracterizar e avaliar revestimentos comerciais, tanto metálicos como cerâmicos, utilizados como barreira térmica, depositados pelos processos de aspersão térmica por plasma a arco não transferido (APS) alta velocidade (HVOF), em relação ao desempenho em altas temperaturas.

1.3.2 Objetivos específicos

Pelo controle dos processos de aspersão térmica, APS e HVOF, serão definidos parâmetros e procedimentos onde as camadas de revestimentos do conjunto TBC apresentem a adequada integridade estrutural, com morfologia e propriedades mecânicas comparáveis com os encontrados na literatura específica (aderência ao substrato e entre os revestimentos), bem como resistência a oxidação em elevadas temperaturas. Os parâmetros e procedimentos em questão são: distância pistola substrato, taxa de deposição, pressão e fluxo do gás de arraste e particularmente no caso do processo a plasma a corrente elétrica.

Em relação à metodologia e procedimentos empregados para os experimentos, o trabalho divide-se em duas etapas:

- Primeira etapa (Capítulo II): Será analisada a influência da variação dos parâmetros de processo, na morfologia, porosidade, oxidação, microdureza, aderência e em teste de ciclagem térmica em elevada temperatura.
- Segunda etapa (Capítulo III): com base nos resultados preliminares e na bibliografia consultada, serão revestidos novos corpos de prova com parâmetros otimizados. Na sequência será realizado teste de desempenho em alta temperatura, que consiste em um teste de oxidação isotérmica, o qual será avaliado pela variação de massa ocasionada pela oxidação dos revestimentos e respectivamente a resistência ao deslocamento gerado pelas tensões causadas pelo crescimento dos óxidos formados. Também serão analisados e caracterizados pelas técnicas de: microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectrometria por energia dispersiva (EDS).

1.4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção tem-se uma revisão bibliográfica específica sobre os assuntos que envolvem esta dissertação, divididos em: revestimentos por barreira térmica e suas particularidades; aspersão térmica e seus processos; testes e ensaios que foram utilizados; e, ainda, uma revisão de literatura de trabalhos relacionados ao tema aqui proposto.

1.4.1 Revestimentos de Barreira Térmica - TBC

Desde o início da construção de motores de aeronaves, a fim de melhorar a vida e utilizar ao máximo as propriedades dos materiais aplicados, os sistemas de revestimentos de proteção são utilizados. Construções contemporâneas de motores, bem como o desenvolvimento de novas tecnologias, impulsionaram à evolução para novos revestimentos de proteção e para a melhoria dos que foram aplicados. Os revestimentos de barreira térmica (*Thermal Barrier Coating* - TBC) permitem a diminuição da temperatura de elementos operacionais, conforme esquematizado na Figura 1 (de até aproximadamente 170 °C), expostos ao desgaste, em um ponto quente da turbina a gás (por exemplo, câmaras de combustão e pás rotativas) para um intervalo que permite operar por um longo tempo em condições de influencia de alta temperatura em até três ou quatro vezes, reduzindo simultaneamente o consumo de combustível [5].

Caso o revestimento se destacar do substrato metálico (superliga de Ni), a temperatura do metal aumenta, mas não acima de uma temperatura crítica que possa causar danos estruturais na palheta. As temperaturas de entrada nas primeiras palhetas de uma turbina a gás podem atingir até 1400°C. Manter constante os níveis de refrigeração ao elevar a temperatura de entrada na turbina pode ser uma opção para aumentar a eficiência da turbina, alternativa limitada pelos materiais utilizados nestas partes. O revestimento aplicado nas partes quentes aumenta a resistência do componente à corrosão em temperaturas elevadas e ambientes oxidantes [4].

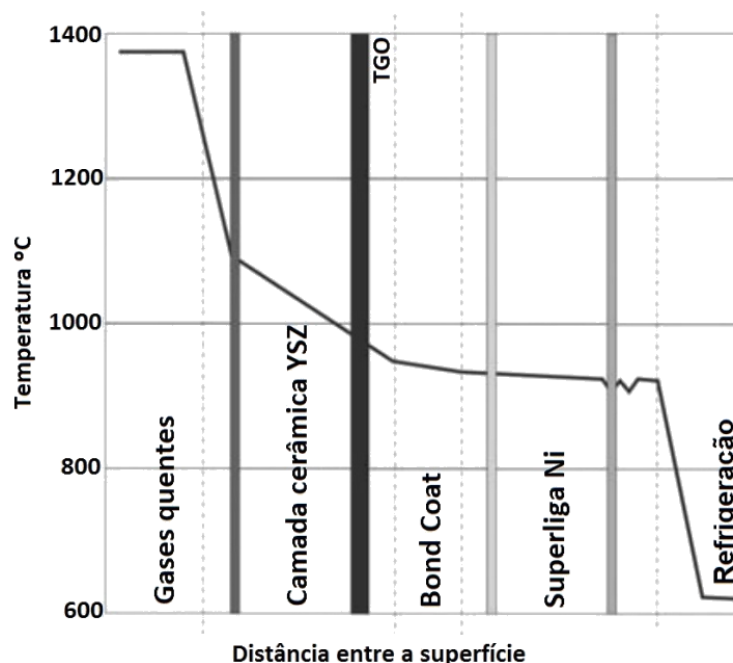


Figura 1 - Distribuição da temperatura em um elemento após aplicação do revestimento TBC [5].

A união de técnicas de refrigeração com os revestimentos permite obter um gradiente térmico responsável pela queda de temperatura nas palhetas, resultando em um grande benefício, tendo em vista que em temperaturas de operação mais elevadas as turbinas apresentam maior rendimento. Estes revestimentos são constituídos de materiais isolantes térmicos, normalmente cerâmicos, com espessura suficiente para permitir uma significativa diferença de temperatura entre a liga metálica do substrato e a superfície exposta aos gases quentes [11].

Este tipo de revestimento trás uma grande vantagem, pois alterando apenas a parte superficial do componente, modifica-se a resposta ao ambiente, obtendo propriedades completamente diferentes ao mesmo. Entre os benefícios agregados, os principais são: redução dos custos de manutenção, maiores temperaturas de operação, cargas térmicas reduzidas, aumento da resistência ao desgaste, à erosão e à corrosão e ainda a redução da oxidação em altas temperaturas [4, 12].

Há quatro constituintes principais em um sistema de barreira térmica. Estes são: substrato de uma superliga, geralmente a base de Ni; um revestimento metálico, chamado de camada de ligação (*bond coat*) contendo alumínio; uma camada de óxido termicamente crescido (TGO), composta predominantemente de α -alumina; e uma camada de revestimento cerâmico (*top coat*), o qual caracteriza efetivamente o TBC [13].

De uma maneira mais detalhada, adaptado Moskal, 2009 [5], os constituintes do TBC podem ser observados no esquema mostrado na Figura 2.

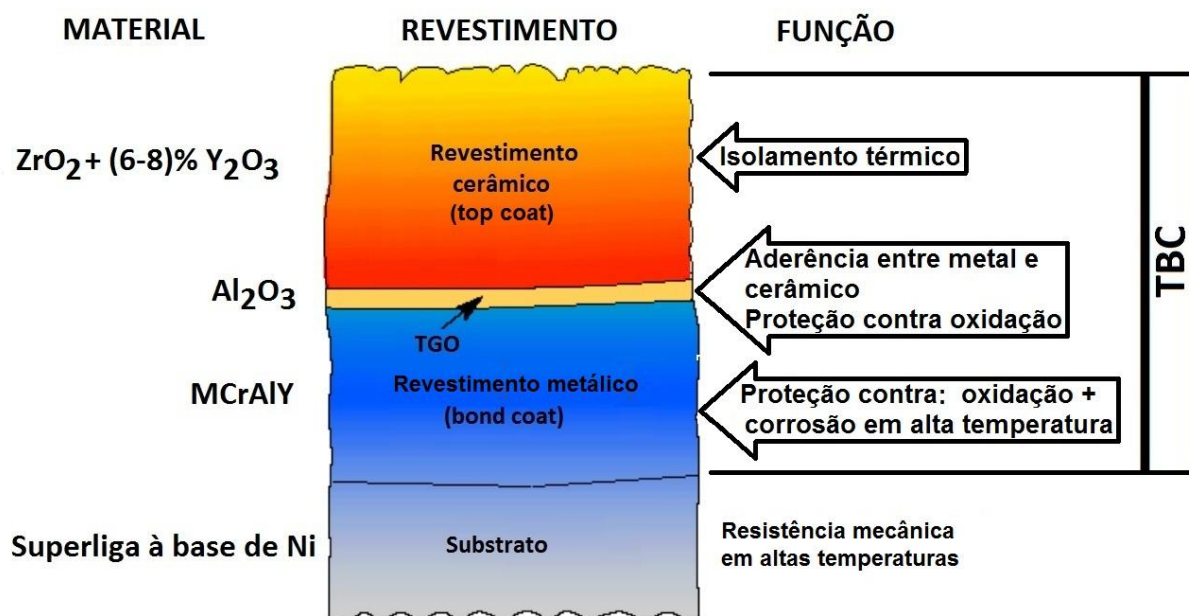


Figura 2 - Esquema construtivo do TBC e a função de cada subcamada. Adaptado de [5].

1.4.1.1 Revestimento cerâmico – *top coat*

É a região externa de cerâmica, a partir da qual a baixa condução térmica é necessária. Composta, na maioria dos casos, de óxido de zircônia (ZrO_2) estabilizado com óxido de ítrio (Y_2O_3), resultando em YSZ (zircônia estabilizada com ítria), material este com um dos menores valores de condutividade térmica a alta temperatura, na ordem de $2,3 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$ em 1000°C para uma densidade de 100%, o que permite reduzir tensões térmicas [14]. Quando a condução térmica é pequena ou mínima, típica de materiais cerâmicos, faz a temperatura ser reduzida na junção com o material da camada de ligação.

Normalmente, a espessura de uma camada externa de cerâmica está dentro de uma faixa de $250\text{-}375 \mu\text{m}$, onde a maior porosidade um nível de porosidade que não comprometa a aderência à camada de ligação, bem como a aderência interlamelar, no caso de revestimentos obtidos por aspersão térmica.

1.4.1.2 Revestimento metálico – *bond coat*

É chamada de camada de ligação por ter como uma das funções garantir a aderência do revestimento cerâmico, pode ser de uma superliga do tipo MCrAlY (o metal “M” pode ser Ni e/ou Co) ou uma camada de difusão do tipo (Ni, Pt)Al, mantendo uma espessura que varia na ordem de 75-125 μm . É responsável pela eficiente resistência à oxidação e corrosão a quente, o que é um efeito do alto teor de alumínio e cromo. Além do mais, a camada de ligação deve ser identificada pela baixa susceptibilidade de criar fases frágeis e ter alta resistência à difusão dos componentes entre o revestimento e substrato.

As características ideais de um *bond coat* produzido a partir de aspersão térmica são o menores níveis de porosidade e oxidação interlamelar sem que diminua sua aderência ao substrato.

1.4.1.3 Óxido termicamente crescido - TGO

Se tratando de processos de aspersão térmica, não é um revestimento depositado, e sim uma camada de óxido formada em elevada temperatura, comumente chamado de óxido termicamente crescido (TGO - *Thermally Grown Oxide*), se forma entre a camada de ligação e o revestimento cerâmico. A formação da TGO é resultado do efeito de oxidação da camada de ligação durante o ciclo térmico que o TBC é exposto quando em operação. Em outros processos de obtenção de TBCs, como no caso do EBPVD, o TGO é gerado durante o processo de deposição da própria camada de ligação e também durante a deposição do revestimento cerâmico.

A função do TGO é garantir a aderência entre os revestimentos cerâmico e metálico e ainda inibir o processo de oxidação da camada de ligação. É constituído principalmente de alumina alfa ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), o que é um efeito da difusão do oxigênio para dentro do revestimento, entretanto, não é suficientemente claro se o oxigênio vem da atmosfera ou é um efeito da desintegração da YSZ somado a difusão de alumínio na temperatura de operação.

1.4.1.4 Substrato

É a própria pá da turbina, usualmente o material utilizado é uma superliga a base Ni ou Co. Ligas de Ti, intermetálicos Ti-Al e ligas de Nb também podem ser aplicadas.

1.4.2 Aspersão Térmica

O processo de aspersão térmica é formado por um grupo de técnicas que permitem depositar camadas de materiais metálicos ou não metálicos sobre uma superfície previamente preparada, definida como substrato, com a intenção de alterar suas características superficiais [15, 16, 17, 18]. A aplicação de revestimento, de uma forma geral, visa principalmente aproveitar as vantagens das propriedades específicas do material depositado, e com isso aumentar a resistência à corrosão e diminuir as taxas de desgaste e erosão em peças e componentes estruturais sujeitos a ambientes agressivos. Além disto, também tem sido utilizada para revestir peças que necessitam de isolamento térmico e elétrico ou compatibilidade biológica [19].

Para uma definição geral dos processos de aspersão térmica tem-se que, o material de revestimento, que pode estar inicialmente na forma de pós, arames ou vareta, é alimentado em uma pistola de aspersão que possui uma fonte de calor, cuja origem pode ser plasma, chama por combustão de gases, gases quentes e arco elétrico.

Estas fontes de calor fornecem a energia térmica para que o material a ser depositado atinja o estado fundido ou de alta plasticidade. Uma parte da energia cinética é proveniente do gás de transporte (ar comprimido ou um gás inerte). Os gases do plasma ou da combustão, o ar comprimido ou o gás inerte, devido às altas temperaturas atingidas, se expandem (segundo o modelo de bocal da pistola), acelerando as partículas do material fundido e/ou semifundido contra a superfície do substrato. Ao colidirem com a superfície sucessivamente com elevada energia cinética e térmica, as partículas se deformam, arrefecem e se ancoram mecanicamente na rugosidade da superfície do material base, bem como sobre as partículas previamente depositadas [15, 16, 17]. Essa sequência de eventos forma uma camada de estrutura tipicamente lamelar, composta por partículas deformadas (tipo panquecas), contendo inclusões de óxidos, vazios e poros [16]. A ligação entre

as lamelas e o substrato pode ser mecânica, metalúrgica, química, física ou uma combinação dessas formas [18], como pode ser observado na Figura 3 [a].

Entre as vantagens desta técnica está a diversidade de aplicações, tais como: a maioria dos metais e suas ligas, óxidos, materiais cerâmicos, *cermets*, carbonatos, boretos e hidretos [4, 20]. Por outro lado, os processos apresentam uma dificuldade de deposição de revestimentos em geometrias complexas, pois a superfície a ser revestida deve ser completamente visível pela tocha ou pistola de aspersão [20].

A Figura 3 apresenta um esquema, em [a], e também uma micrografia, em [b], da estrutura característica de revestimentos aspergidos, com lamelas, poros e óxidos.

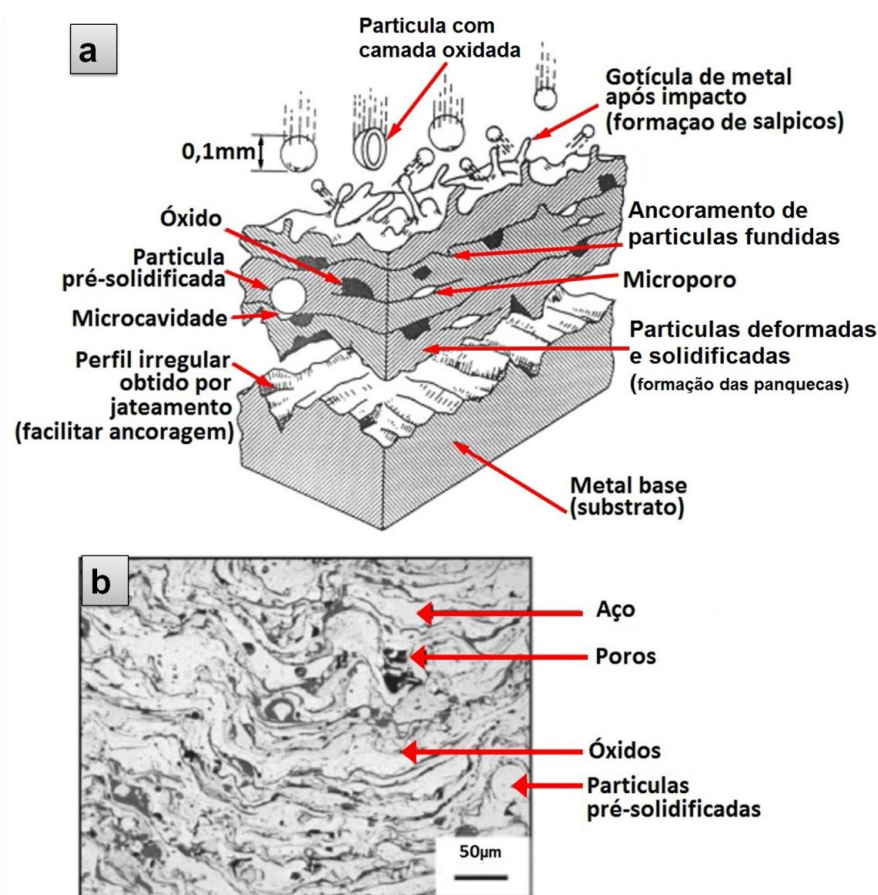


Figura 3 - [a] Modelo sugerido na literatura para a formação de um revestimento aspergido termicamente [53]; [b] Micrografia de revestimento de aço carbono depositado por processo a arco elétrico [21].

Os processos de aspersão térmica podem ser classificados segundo diversos critérios [22]. Uma das formas de classificação é a partir da matéria-prima, na maioria dos casos pós ou arames, porém alguns fabricantes apresentam técnicas

que utilizam como consumíveis varetas e cordões flexíveis (*flexicord*) [23, 24], outra forma também comumente utilizada para diferenciar os processos é pela forma de aquecimento, que são por combustão ou eletricidade, e ainda pela forma de aceleração das partículas, ar comprimido ou um gás inerte. Além disso, para um mesmo processo pode haver algumas alterações, como por exemplo, alimentação axial ou radial de pó, deposição em atmosfera normal ou sob vácuo, entre outros [25].

Com base em trabalhos já publicados pelo grupo de pesquisa “Engenharia de superfícies – UFPR” [26, 27], neste trabalho é proposto um modelo de classificação dos processos de aspersão térmica considerando a fonte de aquecimento, em que são divididos em três grandes grupos, onde estão os convencionalmente propostos, que são: por combustão e por energia elétrica; sendo a terceira fonte de aquecimento a indução elétrica, onde esta situado o processo conhecido por Aspersão Térmica a Gás Frio (*Cold Spray* - CS) [28]. A Figura 4 apresenta a classificação dos principais processos de aspersão térmica segundo a geração de energia térmica para fusão ou semi-fusão do material a ser depositado sobre o substrato.

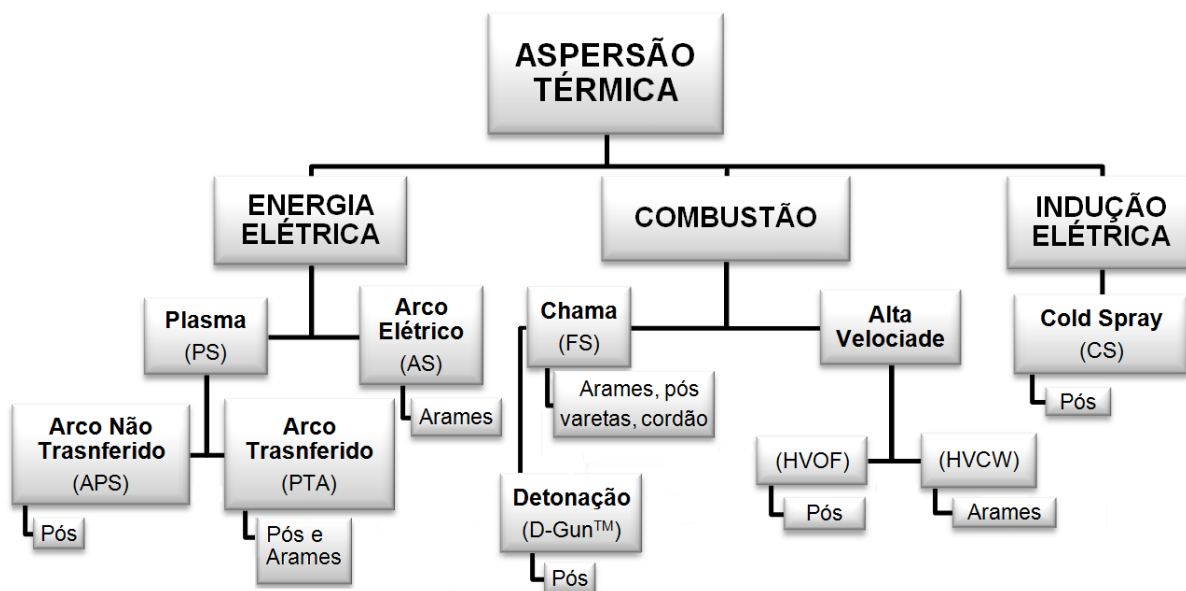


Figura 4 - Fluxograma das principais técnicas de aspersão térmica a partir de suas fontes de energia. Adaptado de [26, 27].

Os nomes dos processos não apresentam tradução consagrada para o português, sendo bastante difundido o uso das siglas em inglês para identificar cada

processo. Em função disto, optou-se por apresentar as siglas e os nomes em inglês dos processos, além de uma sugestão de tradução. No decorrer do trabalho os processos são chamados pelas suas siglas consagradas. Desta forma, segue a Tabela 1 relacionando os principais processos de aspersão térmica:

Tabela 1 - Processos de aspersão térmica, suas siglas e nomes.

Fonte de Aquecimento	Sigla	Nome em Inglês	Nome Usual em Português
Energia elétrica	ASP	<i>Arc Spray Process</i>	Arco Elétrico
	APS	<i>Air Plasma Spraying</i>	Plasma por Arco não Transferido
	PTA	<i>Plasma Transferred Arc</i>	Plasma por Arco Transferido
Combustão	FS	<i>Flame Spray</i>	Chama Convencional
	HVOF	<i>High Velocity Oxy-Fuel</i>	Chama de Alta Velocidade ou Ultrassônico
	HVCW	<i>High Velocity Combustion Wire</i>	Chama de Alta Velocidade com Arame
	D-Gun TM ou DS	<i>Detonation Thermal Spraying Process</i>	Detonação
Indução Elétrica	CS	<i>Cold Spray ou Cold-Gas Spraying Method</i>	Gás Frio

Comercialmente os processos de aspersão térmica são apresentados através de diversos sistemas, com variações e particularidades que são desenvolvidas e patenteadas, atendendo as necessidades de cada aplicação, por empresas especializadas. Um processo distinto e de detalhes pouco conhecidos é o *Cold Spray* – CS, que segundo a literatura, apresenta como fonte de aquecimento a indução elétrica, neste processo a eletricidade passa por uma serpentina, gerando calor, o que somente aquece um gás (nitrogênio ou hélio) à 600°C, o qual circula por essa serpentina, armazenando energia até passar por uma câmara convergente/divergente, após a fluxo do gás passar pela câmara ocorre a expansão do gás, o que faz ele chegar a velocidades supersônicas. Neste processo o gás vai transportar a matéria prima na forma de pós, transferindo energia térmica e cinética [21, 29, 30].

Nesta técnica, as partículas são injetadas em um fluxo supersônico de gás aquecido. As altas velocidades e relativas baixas temperaturas permitem obter depósitos de alta aderência e dureza com baixa oxidação [21]. Na Tabela 2 são

apresentadas algumas das condições de operação para os processos de aspersão térmica relatados anteriormente.

Tabela 2 - Valores representativos de condições operacionais disponibilizadas pelos principais processos de aspersão térmica. Adaptado de [22].

Processo	Temperatura da chama ou arco (°C)	Velocidade das Partículas (m/s)	Taxa de deposição (kg/h)
FS (pó)	≤3160	≤50	1-6
FS (arame)	≤3160	≤200	6-12
ASP	~4000	~150	8-20
HVOF	≤3160	≤650	2-18
HVCW	≤3160	≤300	2-8
PS	≤16000	≤450	4-8
D-Gun TM	>10000	~600	3-6
CS	≤600	550-1000	4-8

Tem-se que as características microestruturais e, como consequência, as propriedades finais apresentadas pelos revestimentos, são diretamente influenciadas pela rugosidade e aquecimento do substrato (pré e/ou pós-aquecimento), mas também pelas magnitudes das energias térmica e cinética transferidas às partículas durante a aspersão. Estas, por sua vez, dependem diretamente do tipo de processo e dos parâmetros selecionados [29]. Ou seja, a variação de temperatura da chama ou do arco, a velocidade imposta às partículas, a taxa de deposição e as condições da preparação do substrato oferecem diferentes graus de desempenho por alterar as características do revestimento obtido.

A Figura 5 mostra as diferentes características dos processos na deposição de um mesmo material, comparando a microestrutura de revestimentos de aço inox austenítico 316L, depositado sobre aço comum ao carbono, por diferentes técnicas de aspersão. Percebe-se que as diferenças nas técnicas resultam em diferentes quantidades de óxidos e diferentes níveis de porosidade e, em decorrência disso, revestimentos com diferentes graus de compactação [22].

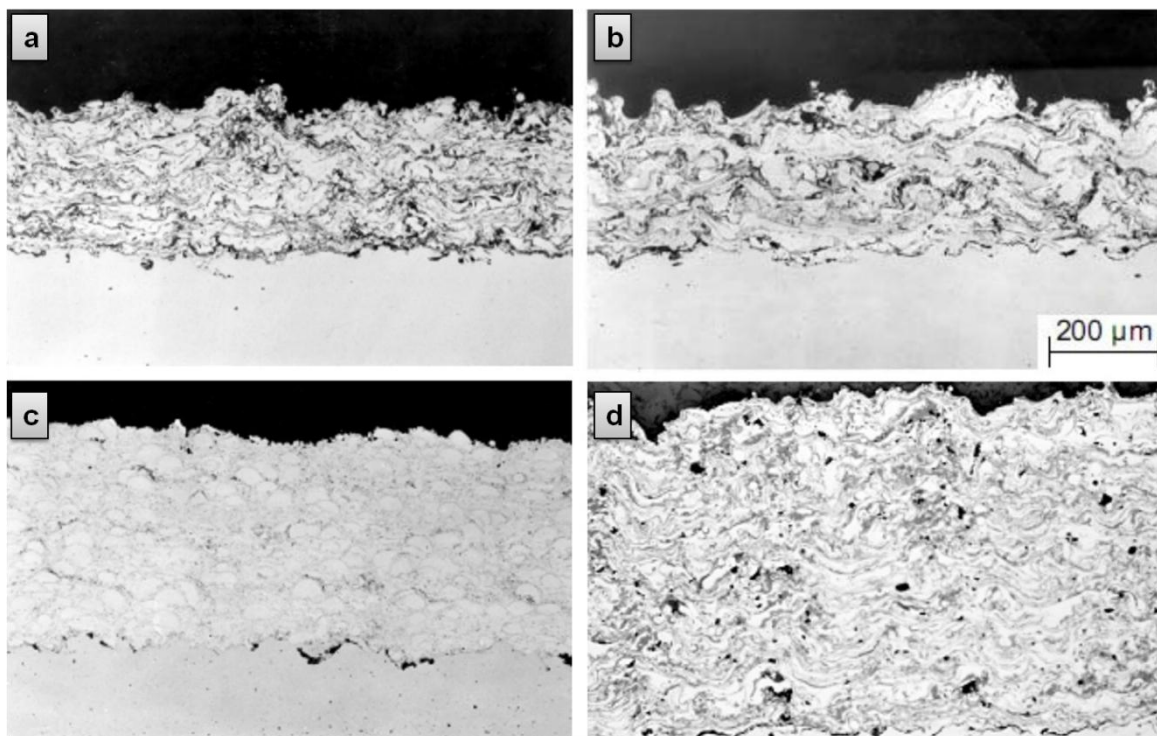


Figura 5 - Efeito do tipo de processo e respectivos parâmetros de aspersão térmica sobre a microestrutura de revestimentos de aço 316L: [a] FS; [b] ASP; [c] HVOF; [d] HVCW [22].

Na sequência, a descrição dos processos de aspersão térmica se dará apenas nos dois que compõem o planejamento experimental dessa dissertação, ou seja, somente será apresentado em detalhes os processos de alta velocidade (HVOF) e por plasma de arco não transferido (APS).

1.4.2.1 Aspersão térmica por chama de alta velocidade - HVOF

Existem dois processos principais denominados como processos de alta velocidade, o HVOF e o HVCW surgiram como alternativa os processos a chama convencional (FS), em aplicações onde fossem necessários revestimentos mais densos e com menores níveis de poros e óxidos, foram desenvolvidos no início dos anos oitenta.

As principais características do processo HVOF são revestimentos com maior aderência e menores teores de óxidos e poros, isso é consequência das características do processo, onde se tem maior energia cinética das partículas e menor tempo de trajetória. O campo de aplicação destes sistemas, apesar do custo ser ainda alto, se comparado aos processos convencionais, tais como o processo a

chama convencional (óxi-acetilênica), tem se expandido muito nos últimos anos, recebendo grande atenção de pesquisadores no desenvolvimento de processos que derivam dos convencionais de alta velocidade [21].

Nestes sistemas o combustível e o oxigênio se misturam e são atomizados antes de passar através de orifícios para a câmara de combustão, resultando em uma combustão estável, limpa e uniforme. O material de deposição na forma de pó é introduzido no bocal utilizando gás nitrogênio; o pó ao passar por uma câmara quente tipo venturi é aquecido e acelerado a elevadas velocidades para fora do bocal. A alta pressão dentro da câmara de combustão gera um jato de exaustão de alta velocidade. Os gases de combustão fluem através de um bocal para fora da pistola a velocidades supersônicas [31, 10].

O jato de transferência, que é composto pelo fluxo de nitrogênio somado a propagação da chama, projeta as partículas a uma velocidade que pode atingir 1200 m/s. A pressão da câmara de combustão é monitorada para assegurar a pressão constante e a combustão apropriada [10].

Em consequência da alta velocidade, as partículas são expostas durante poucos milissegundos à chama, não permitindo grande oxidação das partículas e consequentemente faz com que os revestimentos possuam baixa quantidade de óxidos. Outra característica que se destaca é a relativa baixa temperatura da chama (máxima de 2800°C, empregando combustível líquido), quando comparado a outros processos, tal como o processo por plasma [15].

A razão de vazão de oxigênio/combustível é o que determina a temperatura que a chama alcança. No caso, a mistura de oxigênio/acetileno (1,5:1 em volume) alcança 3170 °C e oxigênio/propileno (4:1 em volume) alcança 2900 °C [31].

O pequeno intervalo de tempo que as partículas entram em contato com a fonte de calor não é suficiente para fundi-las (são apenas aquecidas), permitindo assim aumento significativo de energia cinética, a qual é transformada no momento do impacto contra o substrato [32, 33]. Como efeito tem-se que as partículas são submetidas a maior deformação, comparados aos processos de menor velocidade de transferência, isso gera menor porosidade o que resulta em maior aderência e coesão interlamelar. O aquecimento promove a plastificação das partículas que tem sido considerada relevante de modo a minimizar as tensões residuais [15].

Na Figura 6 estão mostras, esquematicamente, duas pistolas de HVOF e suas particularidades.

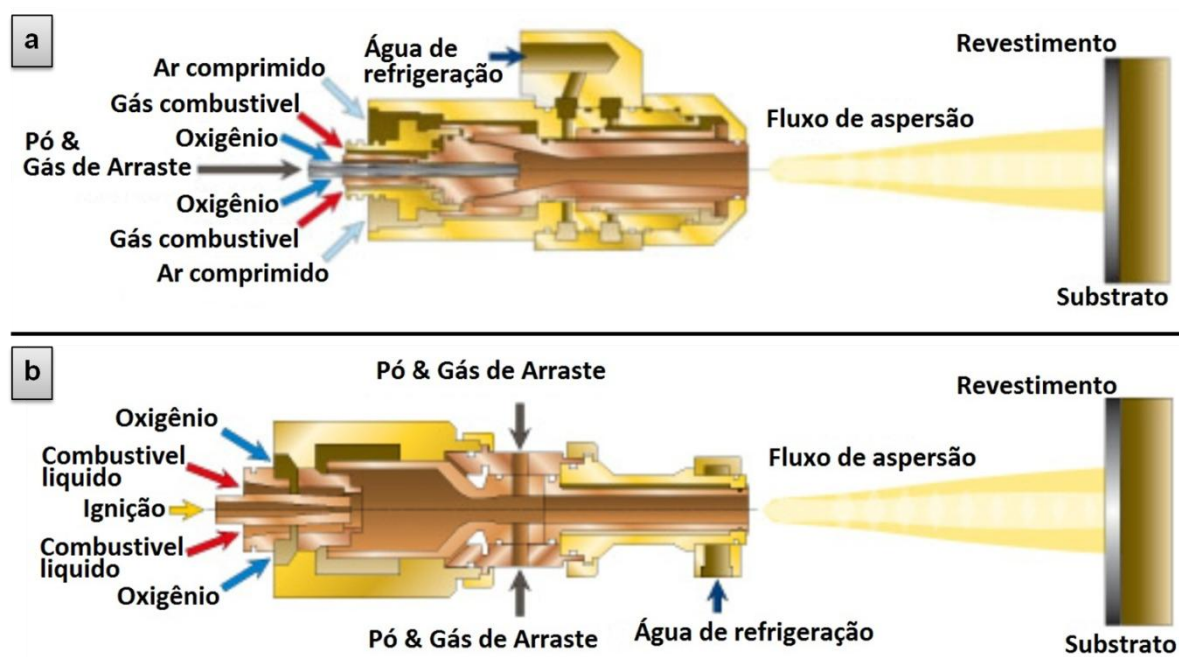


Figura 6 - Esquemas das pistolas de HVOF. [a] combustível gasoso, com alimentação dos pó axial ao fluxo dos gases de combustão. [b] combustível líquido, com alimentação dos pó após expansão dos gases. Adaptado de SULZER METCO [23].

No modelo da Figura 6 [a], a alimentação dos pó no bocal é realizada de forma concêntrica ao bico da pistola, sendo utilizando nitrogênio com gás de transporte. O pó é atomizado ao passar por uma câmara quente tipo Venturi que além de aquecido tem a velocidade aumentada. Mas o pó não funde devido ao curto intervalo de tempo que estas partículas passam na fonte de calor, as quais são apenas aquecidas, o que permite a elas um significativo aumento de sua energia cinética. E assim no momento do impacto contra o substrato as partículas transferem elevada energia (cinética + impacto + elevado calor). Neste modelo de pistola é utilizado combustível gasoso, por exemplo, propileno, propano, hidrogênio, acetileno ou gás natural [6, 23].

No modelo da Figura 6 [b], após a combustão os gases expandem e passam por uma câmara do tipo convergente/divergente e saem com elevada energia cinética e térmica, neste ponto é feito a alimentação dos pó, então as partículas são transportadas até o substrato a ser revestido, nesse modelo é usado um combustível líquido, por exemplo, querosene [6, 23].

Segundo Pawlowski, 2008, os revestimentos obtidos por HVOF apresentam maior qualidade em relação à diminuição de porosidade e aderência, aliado à baixos níveis de tensões residuais, à maior eficiência de deposição, à menor sensibilidade a

mudança de ângulo de aspersão e à menos variáveis críticas no processo quando comparados aos processos convencionais de aspersão. Entende-se, neste caso, tensões residuais como as tensões entre panquecas, pois ao contrario do processo de deposição por soldagem, o processo de aspersão não gera tensões residuais no substrato.

Outras características são listadas abaixo [34].

- Taxa de alimentação de pó: 1,2 a 4,8 kg/h.
- Aderência da camada: > 90 MPa.
- Porosidade: < 1%.
- Espessuras típicas depositadas: 100 a 300 μm .
- Pressões típicas do gás combustível: 3 a 7 atm.

1.4.2.2 Aspersão térmica a plasma por arco não transferido - APS

O processo APS ésta dentro do grupo de processos definidos como PS (*plasma spray* – aspersão térmica por plasma).

Esse grupo é considerado abrangente, pois a alta temperatura do plasma permite a deposição de uma gama de matérias que inclui os refratários, bem como de materiais com baixo ponto de fusão. Estes processos são obtidos pela mistura de gases que são ionizados por uma corrente elétrica ao passarem entre dois eletrodos, um de tungstênio e outro de cobre (nariz). Nesta condição é formado um arco plasma que atinge elevada temperatura e alta velocidade [25]. Essa elevada temperatura (superiores a 16000 °C) é a principal característica dos processos a plasma.

O termo "arco plasma" é utilizado para descrever uma família de processos que usam um arco elétrico como energia térmica de alta densidade [31, 34].

Revestimentos de alta qualidade são obtidos a partir de variações nesses processos. Dos quais, pode-se destacar a utilização de câmaras de atmosfera controlada, que apresentam em revestimentos de melhor qualidade, com maior adesão, menor porosidade, maior dureza e mínima presença de óxidos entre outras características. No entanto algumas desvantagens são destacadas, como a necessidade de refrigeração do eletrodo de cobre e a complexidade do equipamento [25].

Conforme anteriormente mostrado, Figura 4, as técnicas de PS podem ser por arco não transferido (APS) e transferido (PTA). Onde, no caso do APS, o arco é estabelecido e mantido entre o eletrodo e o orifício constritor; no PTA, o arco atinge o substrato, que fecha o circuito elétrico, possibilitando a capacidade de aquecimento e fusão superficial do substrato [29].

Quando a deposição por plasma é realizada em atmosfera ambiente, o processo é chamado de APS [10, 19, 25]. O processo APS é definido por uma arco elétrico “não transferido”, pois este arco é constringido entre um eletrodo de tungstênio coaxialmente alinhado em um bocal de contração [29]. O objetivo da contração é controlar e aumentar a densidade de energia do fluxo de arco [31]. A zona central do plasma é constituída pelo gás inerte ionizado (em geral argônio, podendo ser também nitrogênio) envolvido por um ou mais gases inertes de proteção (argônio, hélio, hidrogênio, nitrogênio ou mistura) [29].

Na Figura 7 é apresentado um esquema genérico do processo de APS.

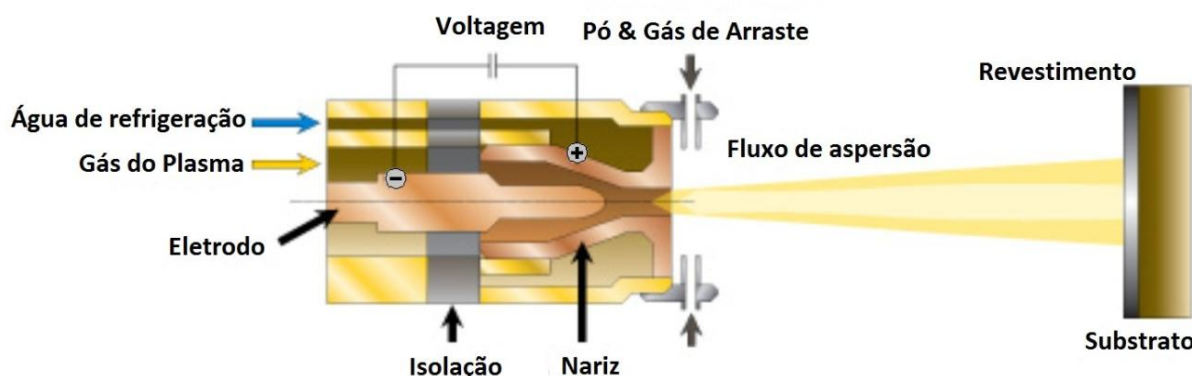


Figura 7 - Esquema dos elementos básicos de uma pistola de APS. Adaptado de Sulzer Metco [35].

Dependendo das características desejadas para o revestimento, o processo APS pode apresentar algumas variações. Existem processos APS que são realizados em atmosfera controlada, o que produz características específicas [25]. Entre estas variações temos: VPS – *Vacuum Plasma Spraying* (aspersão plasma a vácuo); CAPS – *Controlled Atmosphere Plasma Spraying* (aspersão plasma em atmosfera controlada) e RFPS – *Radio Frequency Plasma Spraying* (plasma de indução). A técnica VPS, muitas vezes chamada de LPPS – *Low Pressure Plasma Spraying* (plasma a baixa pressão) apresenta basicamente as mesmas características da técnica convencional de plasma de arco não transferido, porém

operando em atmosfera de vácuo [29]. Com a baixa pressão são obtidos revestimentos com menor porosidade, maior aderência e níveis de óxidos extremamente reduzidos, possibilitando desempenho elevado [25].

A VPS é usada para a deposição de revestimento resistente à corrosão a quente e para revestimentos de cobre e tântalo puros na indústria eletrônica. Para revestimentos de ligas do tipo MCrAlY pode ser utilizada a técnica de aspersão térmica por plasma a baixa pressão [4].

A CAPS é usada com dois propósitos: confinar materiais perigosos (tóxicos ou de auto-ignição) e restringir a formação de óxidos que poderiam ocorrer na aspersão ao ar atmosférico. Neste processo, a resistência adesiva é aumentada, pois as maiores temperaturas que o substrato atinge permitem a difusão do revestimento [31]. Obtêm-se revestimentos de melhor qualidade, com melhor adesão, menor porosidade, maior dureza e mínima presença de óxidos, entre outras características [25].

Em ambos os casos, APS e HVOF, bem como para os outros processos que utilizam o material de deposição na forma de pós, tem-se que existe uma maneira ideal com que as partículas (pós) entrem na zona aquecida da pistola de aspersão, podendo estas ser direcionadas diretamente no centro da chama (trajetória ideal) ou nas extremidades da zona aquecida, gerando, conseqüentemente, um menor aquecimento dos pós. Neste sentido, os parâmetros de processo que influenciam diretamente nessa condição são os referentes ao gás de arraste, mais especificamente o fluxo e a pressão [35].

A Figura 8 ilustra a zona de aquecimento e as possíveis trajetórias das partículas que formarão o revestimento.

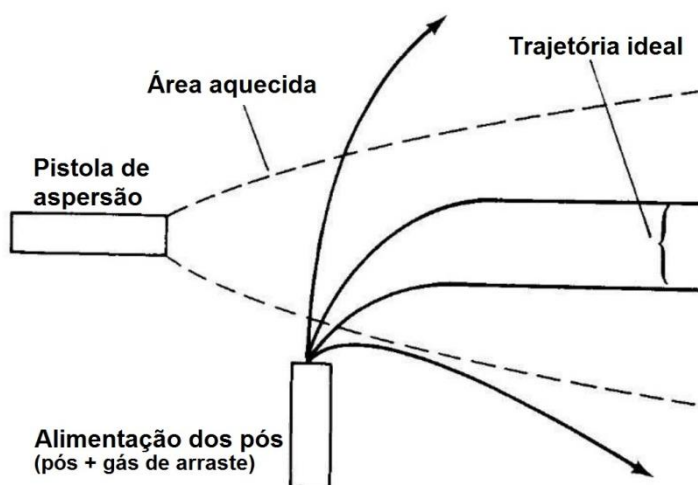


Figura 8 - Possíveis trajetórias do pó durante a aspersão térmica. Fonte: Adaptado de [35].

1.4.3 Preparação de superfícies para aspersão térmica

A preparação da superfície do substrato para aplicação de revestimentos por aspersão térmica é uma etapa fundamental do processo, onde se é necessário atingir níveis ideais de limpeza e rugosidade. A limpeza da peça tem o objetivo de retirar quaisquer contaminantes que possam prejudicar a adesão do revestimento ou revestimentos já deteriorados, portanto a limpeza deve ser feita com técnicas, procedimentos e materiais apropriados [16, 25]. Quando necessário utilizar solventes à base de hidrocarbonetos, cloretos e alcoóis, entre outros, mas sempre se devem observar riscos à saúde e a compatibilidade entre o solvente e o substrato. A utilização de vapor d'água sob pressão pode ser eficiente em muitos casos. O uso de ultrassom também favorece a limpeza [25].

Alem da limpeza, a superfície deve apresentar uma rugosidade apropriada para que ocorra a aderência desejada [29]. A aderência é dependente da quantidade de pontos de ancoramento e a área interfacial específica, logo, tem-se como rugosidade adequada, àquela que permita o aumento do ancoramento e da área de contato entre substratos e revestimento.

O jateamento abrasivo é o principal método empregado na preparação da superfície de revestimento, porém para maiores espessuras de camada, sujeitas a elevadas tensões e/ou que necessitam de maior resistência, usa-se com frequência usinagem grosseira ou goivagem. Para revestimentos espessos o uso combinado de usinagem grosseira seguida de jateamento abrasivo é empregada para máxima aderência da camada depositada [29].

Para revestimentos aplicados por aspersão térmica, o jateamento abrasivo é a técnica mais utilizada para obtenção da limpeza e rugosidade da superfície, o qual consiste na propulsão de partículas abrasivas na direção do substrato, ou seja, partículas abrasivas são arrastadas a uma elevada velocidade, geralmente por ar comprimido, sobre a superfície do substrato [31].

A superfície resultante depende de alguns fatores, entre eles:

- Dependentes da partícula: tamanho, composição, dureza, forma partículas abrasivas;
- Relacionadas ao processo: ângulo, velocidade e tempo do jato abrasivo; distância do bocal ao substrato; a abertura do bocal e a capacidade do equipamento.

O tipo de abrasivo influencia diretamente no acabamento superficial, na velocidade do jateamento (já que partículas de maior tamanho tornam a operação mais lenta), no estado de tensões deixada no substrato e na aderência do revestimento (variar abrasivo altera a energia de base de ancoramento) [31].

De uma forma geral, o aumento da rugosidade permite um melhor ancoramento mecânico das partículas aspergidas promovendo uma melhor aderência da camada depositada. A Figura 9 evidencia isto, mostrando os resultados de aderência para deposições de uma liga do tipo NiCrAlY sobre substrato de SAE 1010 com diferentes níveis de rugosidade, onde para o maior valor da rugosidade (R_a) tem-se a maior energia para a fratura.

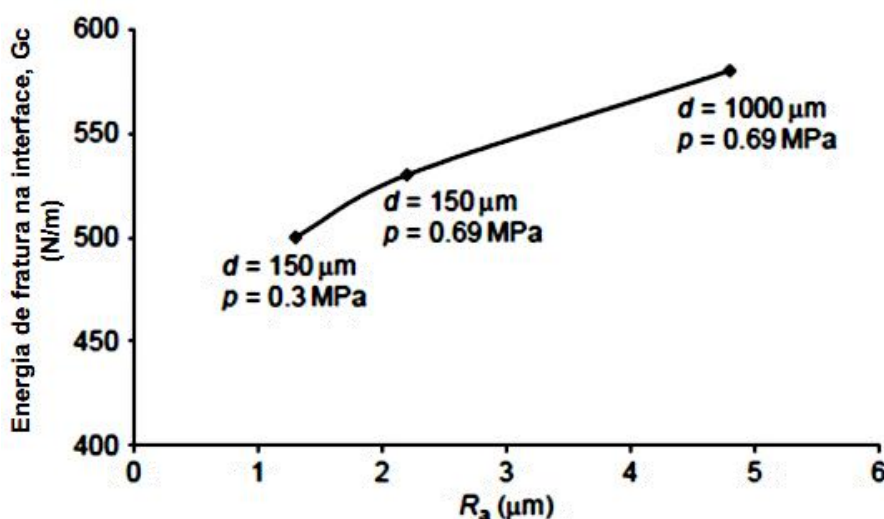


Figura 9 - Adesão de revestimento de NiCrAlY ao aço SAE 1010 em função da rugosidade superficial [36].

No entanto, é visto que parâmetros inadequados de jateamento podem criar distorções ou mudanças dimensionais, o que é geralmente indesejado e podem reduzir valores de aderência, mesmo para valores altos de rugosidade.

O sistema utilizado para medição de rugosidade no Brasil é o sistema da linha média, enquadrada na norma P-NB-13 da ABNT. As medições são realizadas tomando como referência medidas verticais, horizontais e proporcionais, a saber:

- Altura das irregularidades de 10 pontos - R_z ;
- Altura máxima das irregularidades - R_y ;
- Desvio aritmético - R_a ;
- Espaçamento médio das irregularidades – RSM (em medições horizontais)

1.4.4 Aderência de revestimentos aspergidos

Uma das técnicas de avaliação quantitativa para revestimentos aspergidos termicamente é a análise da aderência dos revestimentos, ensaio este que obedece a norma ASTM C-633, a qual descreve um método de ensaio destrutivo para revestimentos de aspersão térmica, onde um corpo de prova revestido é colado a outro de mesma dimensão, não revestido, e puxado com auxílio de uma máquina tração. A avaliação é feita a partir da tensão necessária para o rompimento das amostras coladas e do local onde ocorre a separação das mesmas.

A Figura 10 mostra esquematicamente as formas de falha que podem ocorrer no ensaio de aderência [25].

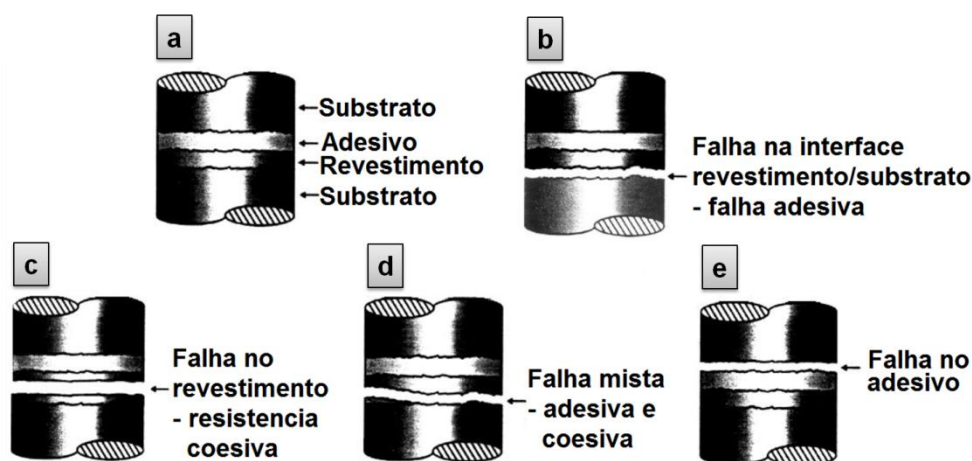


Figura 10 – Modos de falha do revestimento no ensaio de aderência. Adaptado de [25, 27]

O corpo de prova antes do ensaio apresenta a montagem da Figura 10[a]; a análise do local do rompimento permite definir o tipo de falha, que pode ser: adesiva quando a ruptura do corpo ocorre na interface revestimento/substrato (Figura 10[b]); coesiva que ocorre entre as lamelas (camadas) do próprio revestimento (Figura 10[c]); mista que ocorre uma mistura da falha adesiva e coesiva (Figura 10[d]); falha no adesivo seria na interface com o corpo de prova sem revestimento, indicando que a adesão e coesão ficaram acima do limite do adesivo (Figura 10[e]).

A falha prematura, ou seja, com uma tensão abaixo da esperada, quando ocorre da forma adesiva indica que o problema pode estar tanto na preparação superficial, como nos parâmetros de deposição. Já no caso de uma falha prematura da forma coesiva é coerente se dizer que o problema se deu, principalmente, devido aos parâmetros de processo.

1.4.5 Oxidação de revestimentos TBC

O comportamento esperado para a oxidação de um *bond coat* é visto na Figura 11, onde a taxa de oxidação em relação ao ganho de massa em função do tempo segue um comportamento parabólico, sendo que após um período transiente inicial caracterizado por um rápido ganho de massa, a taxa de oxidação decresce, indicando a formação de um óxido homogêneo e protetor [37, 38].

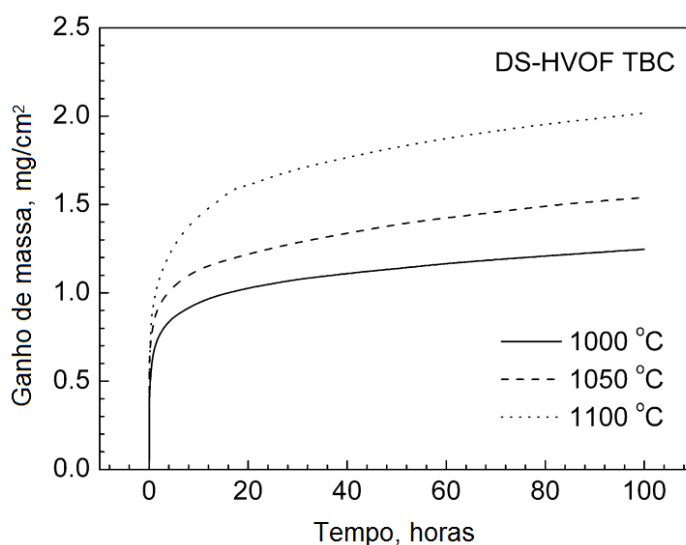


Figura 11 – Comportamento parabólico característico esperado na oxidação de TBCs. Adaptado de [38], onde foi estudado TBC composto por um *top coat* depositado por D-Gun™ (ZrO_2 7% Y_2O_3) e *bond coat* depositado por HVOF (Ni26%Cr6%Al0,7%Y).

A Figura 11 apresenta os resultados obtidos através de um experimento realizado através de uma técnica chamada TGA (*Thermogravimetric Analysis* – Análise Termogravimétrica), a qual consiste basicamente em um forno equipado com uma balança, permitindo avaliar instantaneamente a variação de massa causada pela oxidação em relação ao tempo e/ou temperatura.

O mecanismo de proteção à oxidação em elevada temperatura dos TBCs é por meio de um *bond coat* que proporcione a formação do TGO, conforme visto anteriormente. Para que este tenha o melhor desempenho é necessário que seja formado por um filme cerâmico de α -alumina ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), o qual é formado em altas temperaturas (entre 1000 e 1200 °C) [39, 40, 41], portanto a quantidade de alumínio, na liga utilizada como *bond coat* é o que vai determinar o sucesso na obtenção de um TGO eficiente.

De uma forma geral, a baixa quantidade de alumínio resultará na formação de um TGO em um tempo maior, permitindo a oxidação dos outros elementos de liga, já uma maior quantidade de alumínio pode causar o crescimento excessivo de espessura do TGO, causando a falha do *top coat* por deslocamento.

Somado a isso, tem-se que para cada faixa de temperatura a cinética de oxidação muda, conforme apresentado na Figura 11, portanto, segundo Yuan, et al, 2008 [38], para a mesma quantidade de alumínio a velocidade de formação do TGO diminui com o aumento da temperatura, e ainda, sendo observado um leve aumento na inclinação da região reta do gráfico (área correspondente ao momento após a sua formação, onde o óxido tende a estabilizar o crescimento), o que indica que com o aumento da temperatura o TGO, após a sua formação, apresenta um pequeno aumento na velocidade de crescimento, comparado com as temperaturas menores.

1.4.6 Trabalhos relacionados a tema

No trabalho realizado por Richer, et al, 2010 [42], intitulado “Comportamento da oxidação de *bond coat* de CoNiCrAlY produzidos por aspersão térmica plasma, HVOF e *cold spray*”, foi analisado e comparado a microestrutura e o comportamento da oxidação de revestimentos do tipo CoNiCrAlY depositados pelos processos de aspersão térmica APS, HVOF e CS. Onde a taxa de oxidação medida através do ganho de massa foi das amostras submetidas ao tratamento isotérmico a 1000 °C.

Os resultados obtidos por Richer, et al, 2010 [42], mostram que os revestimentos de HVOF e DS, na condição de como aspergidos, exibem microestrutura similar, enquanto os por APS contêm altos níveis de defeitos visuais e óxidos. Os experimentos de oxidação revelam baixas taxas de crescimento de óxidos para HVOF e DS com resultado da baixa taxa de porosidade e óxidos interlamelares. A escala de óxidos sobre os revestimentos de HVOF e DS após 100 horas de oxidação foram compostas principalmente de alumina sem a formação de óxidos mistos. Para APS foi caracterizado o aparecimento de óxidos mistos no estágio inicial da oxidação. Concluindo que é possível obter *bond coats* com bom comportamento de oxidação por processos de baixa temperatura, como o processo DS.

No trabalho desenvolvido por Keyvani, et al, 2011 [43], cujo título é “Resistência a oxidação de revestimentos TBC de compósitos de YSZ-alumina

comparados a YSZ normal em 1100 °C”, onde foi estudado o comportamento da oxidação revestimentos TBC de compósitos de YSZ-alumina depositados por APS sendo comparados a YSZ convencional. Os revestimentos de compósitos de YSZ-alumina foram preparados de 2 formas, a partir da aplicação de uma camada de alumina sobre a camada de YSZ e uma mistura de alumina com YSZ como *top coat*. A ciclagem térmica foi feita em um forno elétrico, sem atmosfera controlada, onde as amostras permaneceram durante 4 horas a 1100 °C e resfriadas no forno, os ciclos seguiram até as amostras apresentarem a primeira trinca a olho nu.

Nos resultados mostrados por Keyvani, et al, 2011 [43], é visto que os TBCs com alumina sobre a YSZ e o compósito da mistura YSZ-alumina apresentam melhor resistência a oxidação do que o TBC convencional. E foi observado que o revestimento de alumina sobre a YSZ promove resistência a oxidação dos revestimentos por tempos maiores, isso por prevenir a infiltração de oxigênio através da camada de YSZ.

No trabalho feito por Cernuschi et al, 2011 [44], cujo título é “ Erosão por partículas sólidas de revestimentos de barreira térmica de aspersão térmica e deposição física de vapores”, onde foram testados TBCs preparados com *top coats* por diferentes processos, definidos como: APS com revestimento de porosidade padrão, APS com revestimento segmentado, APS com revestimento altamente segmentado, PS-PVD e EB-PVD. Os testes de erosão ocorreram a 700 °C em um testador de jato erosivo de partículas sólidas, com ângulos de impacto de 30° e 90°, onde as partículas erosivas foram de microquartzo (principal constituinte da areia e de cinzas vulcânicas).

Os resultados obtidos por Cernuschi et al, 2011 [44], mostram que os TBC preparados a partir dos processos PS-PVD e APS com revestimento altamente segmentado mostram taxas de erosão menores comparadas aos TBC preparados por EB-PVD, sendo que o APS com revestimento de porosidade padrão teve as maiores taxas de erosão.

No estudo publicado por Wei, Yin e Li, 2012 [45], cujo título é “Controle de oxidação em revestimentos NiCrCoAlY de aspersão por plasma” é demonstrado como a resistência à oxidação em alta temperatura de revestimentos NiCrCoAlY por aspersão a plasma é influenciada pelo comportamento de oxidação das partículas e pelo gás de proteção durante a deposição. Sendo observados dois mecanismos diferentes envolvidos na oxidação no transporte das partículas (em voo), sendo um

difusional e o outro por oxidação convectiva (quando há fusão da partícula a ser transferida, ocorre convecção). Para tanto foram feitas aspersão com diferentes distâncias (55, 75, e 120 mm) em um coletor de partículas cilíndrico preenchido com argônio, permitindo analisar o efeito da oxidação nas partículas antes de formar um revestimento. Sendo identificado que o mecanismo de oxidação convectiva como dominante na distância de 55 mm, e para distâncias maiores os mecanismos de oxidação dominante é difusional.

Também foi estudado por Wei, Yin e Li, 2012 [45], a influência de um gás inerte de proteção no processo a plasma em relação à resistência à oxidação em elevada temperatura. Para tanto foram preparados corpos de prova revestidos com NiCrCoAlY depositados pelo processo de aspersão a plasma e também com a mesma pistola adaptada com um sistema de gás de proteção. O ensaio isotérmico ocorreu em 1080 °C com tempo total de 100 h, sendo medida a massa em intervalos de 10 horas. Os resultados mostram que o gás de proteção é um efetivo método de redução da oxidação em voo, sendo observado um aumento na resistência a oxidação em elevada temperatura.

2 CAPÍTULO II – PRIMEIRA ETAPA: Avaliação de parâmetros, caracterização e desempenho a elevada temperatura de revestimentos TBC

Com esta etapa foi possível caracterizar as ligas, cerâmicas e metálicas, em função dos resultados em relação às características microestruturais (nível de óxidos e poros), à microdureza, à aderência e ao desempenho à elevada temperatura, bem como os parâmetros para se atingir os melhores resultados, os quais foram utilizados para a segunda etapa; e como proceder para realizar o ensaio de oxidação a elevada temperatura.

Esta etapa permitiu familiarizar-se e conhecer algumas particularidades das técnicas utilizadas, tanto as de aspersão térmica, como as referentes aos ensaios de desempenho a elevada temperatura, e também as de caracterização dos revestimentos.

2.1 MATERIAIS E MÉTODOS

As deposições foram executadas de forma semelhante ao procedimento descrito na literatura [13, 37, 46], sendo aplicado um revestimento metálico (*bond coat*) e sobre ele um revestimento cerâmico (*top coat*). Foram analisadas as deposições de diferentes revestimentos aplicados de forma automatizada, com diferentes parâmetros de processo, utilizando os métodos de aspersão térmica HVOF e APS.

Foram preparados corpos de prova para as seguintes finalidades:

- Caracterização microestrutural, para análise da morfologia e nível oxidação/porosidade das deposições na condição ‘como aspergida’;
- Aderência, para análise da tensão e região de fratura;
- Desempenho a elevada temperatura, para análise do número de ciclos até a falha por deslocamento, total ou parcial, do revestimento.

2.1.1 Materiais

Para a avaliação de parâmetros e análises por microscopia ótica, os revestimentos foram depositados em copos de prova (CP) planos de aço inox ABNT 304, onde a superfície foi preparada a partir do jateamento abrasivo com posterior limpeza por ultrassom em banho de acetona. As amostras utilizadas para a caracterização, das quais após aspersão foram cortadas de forma a fornecer os CPs para o teste de desempenho a elevada temperatura, o jateamento foi executado com óxido de alumínio de granulação 36 mesh, com ângulo de 90° em relação à superfície e aproximadamente 150 mm de distância da peça. Para as amostras do ensaio de aderência, utilizaram-se duas granulações diferentes de óxido de alumínio, 36 e 60 mesh, também com ângulo de incidência de 90° e 150 mm de distância, como indica a norma Petrobras 2568.

A Tabela 3 mostra as ligas utilizadas nas deposições, trazendo os nomes comerciais, processo de deposição e composição.

Tabela 3 - Ligas utilizadas nas deposições por aspersão térmica.

Tipo de revestimento	Nome da liga	Processo	Composição (peso em %)
Metálico <i>bond coat</i>	Sulzer Metco - Amdry 365-2	APS	Ni23%Co17%Cr12,5%Al0,45%Y
	Praxair - Ni-343	HVOF	Ni22%Cr10%Al1%Y
	Sulzer Metco - Diamalloy 4008NS	HVOF	Ni5%Al
Cerâmico <i>top coat</i>	Sulzer Metco - 204 C NS	APS	ZrO ₂ 8%Y ₂ O ₃
	Praxair - Al-1075	APS	ZrO ₂ 7%Y ₂ O ₃
	Praxair - ZRO 236-1	APS	ZrO ₂ 7%Y ₂ O ₃ 1,7%HfO ₂

2.1.2 Processo de deposição

As deposições dos revestimentos foram concretizadas em parceria com a empresa Revesteel Metalização situada na cidade Pinhais no estado do Paraná. O equipamento utilizado para a deposição por HVOF foi da marca Sulzer Metco modelo Diamond Jet 2700 e para as deposições por APS utilizou-se um equipamento também da marca Sulzer Metco modelo 9MB Plasma Spray Gun (Figura 12).

A automação das deposições foi executada utilizando um robô manipulador de 6 eixos marca ABB (Figura 12[b]), o que permite a obtenção de revestimentos bastante homogêneos em espessura e morfologia. Podendo ser configurado manualmente ou através de um programa de computador, este equipamento é capaz de descrever trajetórias simples, como as utilizadas nas deposições dos corpos de prova, e também trajetórias de alta complexidade, como no caso de palhetas e outros componentes de turbinas a gás, onde sua programação pode ser feita totalmente a partir de um perfil tridimensional do componente em questão.

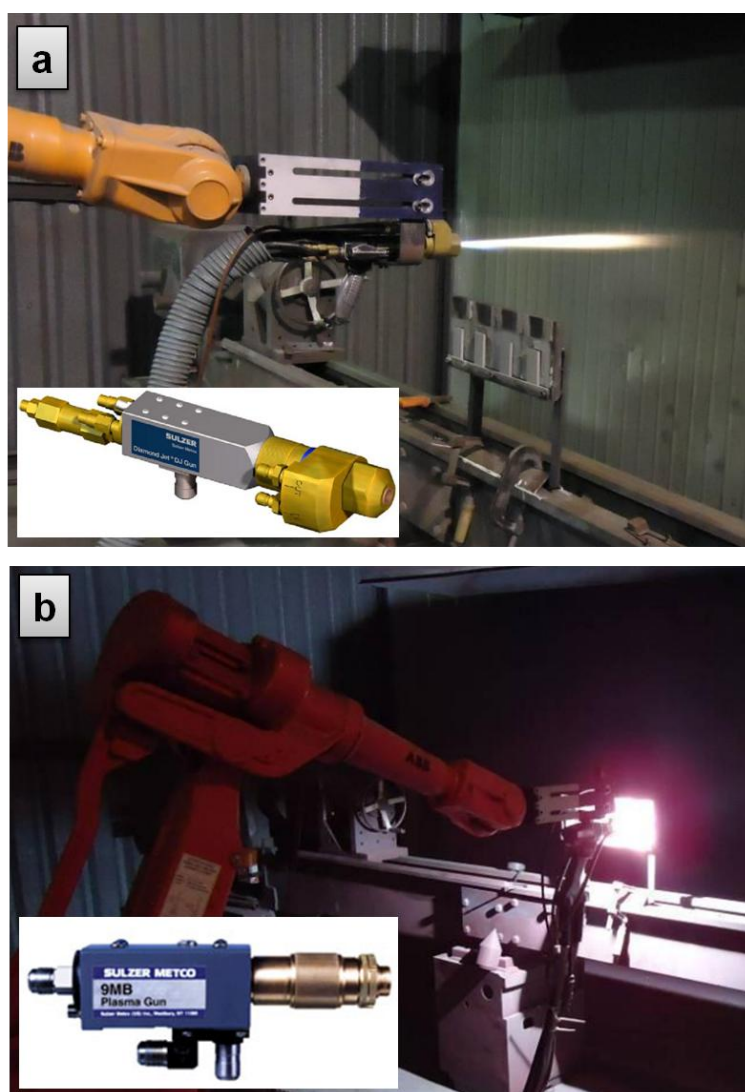


Figura 12 - Deposição automatizada dos revestimentos. [a] HVOF e [b] APS.

2.1.3 Planejamento experimental das deposições

Quando se estuda um conjunto de parâmetros onde o efeito de uma variável depende do nível das outras, ou seja, considera-se que haja interação dessas variáveis, é comum aplicar um planejamento que reduza o número de amostras de uma forma que permita estudar os efeitos de duas ou mais variáveis de influência.

Tendo isso em vista, adotou-se um planejamento onde o cruzamento das variáveis permiti-se uma análise objetiva, semelhante ao visto pelo planejamento fatorial com k fatores e 2 níveis, que é denominado planejamento fatorial 2^k . Logo, temos que os fatores e os níveis são pré-determinados, configurando esse planejamento como um modelo de efeitos fixos. Esse tipo de planejamento é usado normalmente nos estágios iniciais da pesquisa, permitindo o estudo de diversos fatores com um número reduzido de experimentos [47].

Tendo interesse somente em definir qual nível de cada parâmetro que apresente uma melhoria direta as propriedades estudadas, não foi feita a análise estatística referente ao nível de significância das variáveis. Como aqui se trata de variáveis específicas para um dado equipamento, ou seja, não são variáveis genéricas que possam ser extrapoladas a outros processos, ou ainda, equipamentos de mesmo processo porém de diferente fabricante, não houve interesse desta análise estatística.

Para definição da interação das variáveis e consequentemente o número de corpos de prova, utilizou-se a seguinte metodologia apresentada nas Tabela 4 e Tabela 5, onde cada parâmetro é composto por um conjunto de variáveis (para fatorial 2^2 um parâmetro é composto por duas variáveis, A e B, resultando em 4 parâmetros; e para fatorial 2^3 um parâmetro é composto por três variáveis, A, B e C resultando em 8 parâmetros).

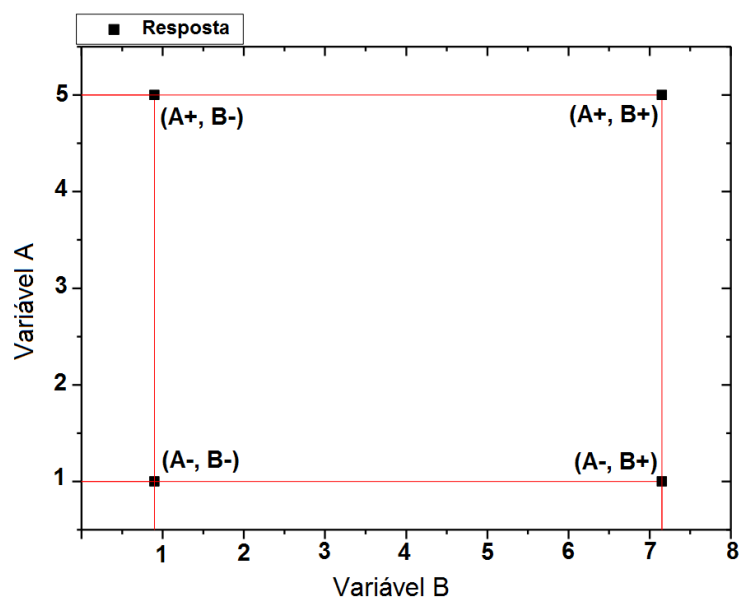
Tabela 4 - Distribuição das variáveis para cada parâmetro em planejamento fatorial 2^2 .

Parâmetro	variável A	variável B
1	Nível baixo (-)	Nível baixo (-)
2	Nível baixo (-)	Nível alto (+)
3	Nível alto (+)	Nível baixo (-)
4	Nível alto (+)	Nível alto (+)

Tabela 5 - Distribuição das variáveis para cada parâmetro em planejamento fatorial 2^3 .

Parâmetro	variável A	variável B	variável C
1	Nível baixo (-)	Nível baixo (-)	Nível baixo (-)
2	Nível alto (+)	Nível baixo (-)	Nível baixo (-)
3	Nível baixo (-)	Nível alto (+)	Nível baixo (-)
4	Nível alto (+)	Nível alto (+)	Nível baixo (-)
5	Nível baixo (-)	Nível baixo (-)	Nível alto (+)
6	Nível alto (+)	Nível baixo (-)	Nível alto (+)
7	Nível baixo (-)	Nível alto (+)	Nível alto (+)
8	Nível alto (+)	Nível alto (+)	Nível alto (+)

As respostas para cada parâmetro podem ser reunidas e analisadas em um gráfico, permitindo visualizar a tendência que cada conjunto de variáveis tem sobre uma propriedade em estudo (por exemplo: dureza ou fração em área de óxidos). A Figura 13 mostra um exemplo genérico de gráfico para o planejamento fatorial 2^2 .

Figura 13 - Exemplo genérico de gráfico para o planejamento fatorial 2^2 .

2.1.4 Definição de parâmetros das deposições

2.1.4.1 Parâmetros para caracterização microestrutural

A definição dos parâmetros para a primeira etapa de deposição se deu através de pesquisas na literatura e nos boletins técnicos dos fabricantes dos pós, tendo como base os parâmetros indicados por eles.

Levando em consideração as particularidades de cada equipamento, no caso do processo APS, o principal parâmetro a ser ajustado é a potência do equipamento, a qual está diretamente relacionada ao ajuste de corrente elétrica (A) e tensão (V). Como a regulação da tensão é feita indiretamente, através dos fluxos dos gases primário e secundário do plasma, optou-se por variar os valores de corrente elétrica, esta que é regulável diretamente no painel do equipamento. A intensidade de corrente elétrica altera diretamente a temperatura do plasma, influenciando no estado em que o pó chega ao substrato. No caso dos revestimentos cerâmicos, a corrente utilizada é mais alta, relativamente às ligas metálicas, devido ao alto ponto de fusão dos materiais cerâmicos.

Outro parâmetro variado durante as deposições, tanto para o processo APS como para o HVOF, foi a taxa de alimentação do pó (g/min). Este parâmetro, juntamente com a temperatura do plasma (potência do equipamento), influencia diretamente na taxa de deposição por passe e na eficiência da deposição. Se for utilizada uma taxa de deposição muito alta para determinada potência, parte do pó não atingirá o estado de plasticidade necessário para que haja aderência, gerando perdas e tornando o processo pouco eficiente. Tendo isso em vista, variou-se também, em alguns casos, o fluxo e a pressão do gás de arraste do pó. Este conjunto de fatores altera a maneira como as partículas entram na zona aquecida da pistola de aspersão, conforme visto anteriormente na Figura 8, página 37.

Além dos parâmetros já citados, a distância de aspersão, medida entre a ponta da pistola e a superfície da peça a ser revestida, também foi variada para algumas ligas. Esta distância é de grande importância, visto que altera a temperatura e a velocidade da partícula no momento em que ela se choca com a peça, além de exercer influência na quantidade de óxidos em revestimentos metálicos, uma vez que, em distâncias maiores, o tempo de exposição da partícula à atmosfera de transporte também é maior, fazendo com que haja um aumento da

oxidação até sua chegada ao substrato. As distâncias muito reduzidas também devem ser evitadas para evitar o superaquecimento do substrato durante a aspersão.

No processo HVOF, a distância de aspersão deve ser bem definida, pois neste processo normalmente não há a total fusão do material de revestimento durante a deposição. A aderência ao substrato se dá principalmente devido a alta energia de impacto das partículas que são transferidas a altíssimas velocidades, deformando-se ao atingir a superfície.

Os parâmetros de deposição das ligas para *bond coat* testados são apresentados na Tabela 6 (Sulzer Metco - A365-2), Tabela 7 (Sulzer Metco - Diamalloy 4008NS) e Tabela 8 (PRAXAIR - Ni-343).

Tabela 6 - Parâmetros do APS para deposição do *bond coat* A365-2.

Item	Par. 1	Par. 2	Par. 3	Par. 4	Par. 5 (PC*)
Gás de Plasma	Ar/H ₂				
Tipo de Pistola	9MB				
Bico	GH/732A				
Porta de Pó (Powder Port)	#2				
Pressão de Gás Primário (bar)	6,9				
Pressão de Gás Secundário (bar)	3,45				
Fluxo Primário (l/min FMR)	42 80				
Fluxo Secundário (l/min FMR)	9,4 20				
Potência - kW	35	45	35	45	40
Corrente (A)	438	563	438	563	500
Tensão (V)	80				
Distância de Aspersão (mm)	130				
Taxa de Deposição (g/min)	50	50	70	70	60
Velocidade da Pistola (mm/s)	300				
Distância entre passes (mm)	2,5				

* PC: ponto central – Parâmetro intermediário entre os níveis testados.

Tabela 7 - Parâmetros do HVOF para deposição do *bond coat* 4008NS.

Item	Par. 1	Par. 2	Par. 3	Par. 4	Par. 5 (PC)
Tipo de Pistola	DJ 2700				
Pressão de Oxigênio (bar)	10,3				
Fluxo de Oxigênio (NLPM FMR)	464 24				
Pressão de Propileno (bar)	6,9				
Fluxo de Propileno (NLPM FMR)	77 40				
Pressão de ar (bar)	7,2				
Vazão de ar - NLPM FMR	464 58				
Alimentador de Pó	9MP-DJ series				
Pressão Gás de Arraste N ₂ (bar)	10,3				
Distância de Aspersão (mm)	150	250	150	250	200
Taxa de Deposição (g/min)	20	20	40	40	30
Velocidade da Pistola (mm/s)	300				
Distância entre passes (mm)	2,5				

Tabela 8 - Parâmetros do HVOF para deposição do *bond coat* Ni-343.

Item	Par.1	Par.2	Par.3	Par.4	Par.5	Par.6	Par.7	Par.8	Par.9 (PC)
Tipo de Pistola	DJ 2700								
Pressão de Oxigênio (bar)	10,3								
Fluxo de Oxigênio (NLPM)	189								
Pressão de Propileno (bar)	6,9								
Fluxo de Propileno (NLPM)	89								
Pressão de ar (bar)	7,2								
Vazão de ar (NLPM)	384								
Pressão Gás de Arraste N₂ (bar)	110	110	110	110	150	150	150	150	130
Distância de Aspersão (mm)	150	250	150	250	150	250	150	250	200
Taxa de Deposição (g/min)	20	20	40	40	20	20	40	40	30
Velocidade da Pistola (mm/s)	300								
Distância entre passes (mm)	2,5								

Os parâmetros testados nas deposições dos revestimentos para *top coat* são apresentados na Tabela 9 (204C-NS), Tabela 10 (Al-1075) e Tabela 11 (ZRO 236-1).

Tabela 9 - Parâmetros do APS para deposição do cerâmico 204C-NS.

Item	Par.1	Par.2	Par.3	Par.4	Par.5	Par.6	Par.7	Par.8	Par.9 (PC)
Gás de Plasma	Ar/H2								
Tipo de Pistola	9MB								
Bico	GH/732A								
Porta de Pó (Powder Port)	#2								
Pressão de Gás Primário (bar)	6,9								
Pressão de Gás Secundário (bar)	5,6								
Fluxo Primário (l/min)	42								
Fluxo Secundário (l/min)	10								
Corrente (A)	600	800	600	800	600	800	600	800	700
Tensão (V)	67								
Distância de Aspersão (mm)	100								
Taxa de Deposição (g/min)	30	30	50	50	30	30	50	50	40
Velocidade da Pistola (mm/s)	300								
Distância entre passes (mm)	2,5								
Fluxo de Gás de Arraste (l/min)	20*								

*Foram depositadas nove amostras com variação na corrente e taxa de alimentação do pó, usando-se fatorial 2^3 . Em virtude das falhas de deposição com a variação no fluxo de gás de arraste, este foi deixado constante em 20.

Tabela 10 - Parâmetros do APS para deposição do cerâmico Al-1075.

Item	Par.1	Par.2	Par.3	Par.4	Par.5 (PC)
Gás de Plasma	Ar/H2				
Tipo de Pistola	9MB				
Bico	GH/732A				
Porta de Pó (Powder Port)	#2				
Pressão de Gás Primário (bar)	6,9				
Pressão de Gás Secundário (bar)	5,6				
Fluxo Primário (l/min)	42				
Fluxo Secundário (l/min)	9				
Corrente (A)	600	800	600	800	700
Tensão (V)	67				
Distância de Aspersão (mm)	100	100	150	150	125
Taxa de Deposição (g/min)	45				
Velocidade da Pistola (mm/s)	300				
Distância entre passes (mm)	2,5				
Fluxo de Gás de Arraste (l/min)	37				

Tabela 11 - Parâmetros do APS para deposição do cerâmico ZRO 236-1.

Item	Par.1	Par.2	Par.3	Par.4	Par.5 (PC)
Gás de Plasma	Ar/H2				
Tipo de Pistola	9MB				
Bico	GH/732A				
Porta de Pó (Powder Port)	#2				
Pressão de Gás Primário (bar)	6,9				
Pressão de Gás Secundário (bar)	5,6				
Fluxo Primário (l/min)	42				
Fluxo Secundário (l/min)	9				
Corrente (A)	600				
Tensão (V)	67				
Distância de Aspersão (mm)	100				
Taxa de Deposição (g/min)	30	50	30	50	40
Velocidade da Pistola (mm/s)	300				
Distância entre passes (mm)	2,5				
Fluxo de Gás de Arraste (l/min)	0,8	0,8	1,6	1,6	1,2

Para a caracterização microestrutural foram confeccionados 19 corpos de prova, onde as características, dimensões, material do *bond coat* e do *top coat* bem como os parâmetros utilizados em cada deposição estão descritos na Tabela 12.

Tabela 12 - Descrição dos corpos de prova utilizados no ensaio.

Amostra	Dimensão (cm x l x e mm)	Bond coat	Parâmetro do BC	Top coat	Parâmetro Cerâmica
1B	75 x 37 x 6	Ni-343	1	204C-NS	1
2B	75 x 37 x 6	Ni-343	2	204C-NS	2
3B	75 x 37 x 6	Ni-343	3	204C-NS	3
4B	75 x 37 x 6	Ni-343	4	204C-NS	4
6B	75 x 37 x 6	Ni-343	6	204C-NS	6
7B	75 x 37 x 6	Ni-343	7	204C-NS	7
8B	75 x 37 x 6	Ni-343	8	204C-NS	8
9B	75 x 37 x 6	Ni-343	9 (PC)	204C-NS	9 (PC)
10B	75 x 37 x 6	4008 NS	1	Al-1075	1
11B	75 x 37 x 6	4008 NS	2	Al-1075	2
12B	75 x 37 x 6	4008 NS	3	Al-1075	3
13B	75 x 37 x 6	4008 NS	4	Al-1075	4
14B	75 x 37 x 6	4008 NS	5(PC)	Al-1075	5(PC)
15B	75 x 37 x 6	A365-2	1	ZRO 236-1	1
16B	75 x 37 x 6	A365-2	2	ZRO 236-1	2
17B	75 x 37 x 6	A365-2	3	ZRO 236-1	3
18B	75 x 37 x 6	A365-2	4	ZRO 236-1	4
19B	75 x 37 x 6	A365-2	5(PC)	ZRO 236-1	5(PC)

2.1.4.2 Parâmetros para avaliação de aderência

Com o intuito de analisar a interação entre as diferentes composições das ligas e a influência da preparação superficial do substrato e do *bond coat* (para a aderência do *top coat*) na resistência à tração dos revestimentos. Desta forma, foram feitas 27 amostras, sendo que foi escolhido um único parâmetro para cada liga, que no caso foram os pontos centrais (PCs), demonstrados nas Tabelas dos parâmetros apresentadas no item anterior.

Para a colagem das amostras, utilizaram-se dois adesivos sendo, Brascola Araldite Profissional 24h e HTK Hamburg Ultrabond 100. Cada cola apresentou um processo de cura diferente. No caso da Araldite, a cura se deu em temperatura ambiente, durante o período de 24 horas, com carga de aproximadamente 0,02 MPa sobre as amostras. Para a cola Ultrabond 100, foi seguido as informações obtidas em seu boletim técnico, sendo curada em temperatura de 180°C, durante o período de aproximadamente 50 minutos, com uma carga de 0,7 MPa.

A Figura 14 mostra o dispositivo de posicionamento utilizado para colar as amostras.

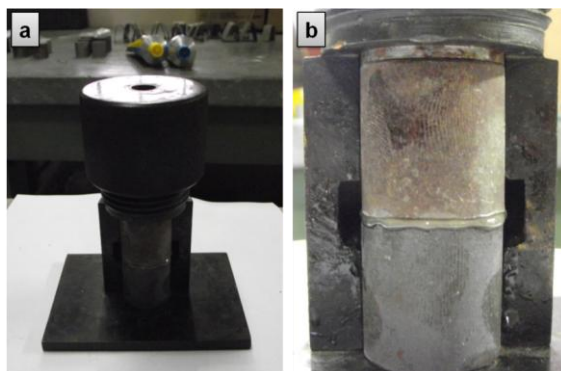


Figura 14 - Dispositivo posicionador utilizado para colar as amostras. Em [a] visão geral e em [b] detalhe do posicionamento da amostra.

Para a realização dos ensaios, foi utilizada a máquina de tração da marca Instron, modelo 1467, dotada de dois dispositivos de auto alinhamento, especificados na norma ASTM C-633 [48], de forma a garantir que as amostras sofressem tração pura. A Figura 15 mostra o dispositivo completo de ensaio.

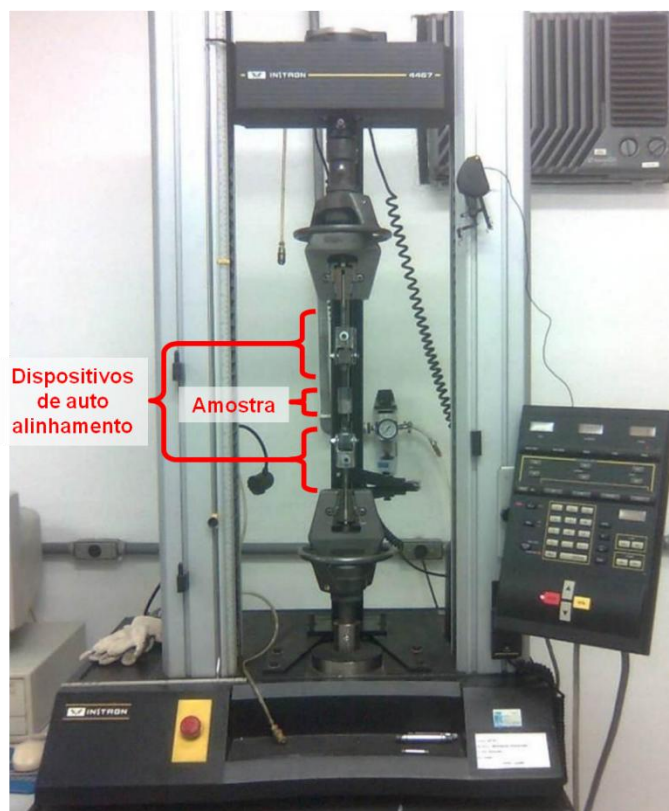


Figura 15 - Equipamento de ensaio de tração utilizado nos ensaios de aderência dos revestimentos.

Para a avaliação da preparação superficial, algumas amostras foram submetidas ao jateamento abrasivo com óxido de alumínio de granulação 60 mesh e outras com granulação 36 mesh (comparativamente o abrasivo 36 mesh é mais grosseiro que o 60 mesh), visando a obtenção de diferentes valores de rugosidade.

Além disso, procurou-se avaliar a influência do jateamento da superfície do *bond coat* na aderência da camada cerâmica. Assim, o mesmo processo feito no substrato, utilizando os dois tipos de abrasivos, foi feito sobre a superfície do *bond coat* de alguns corpos de prova. No caso do CP9 (amostras 25, 26 e 27), o *bond coat* não foi jateado e nem foi submetido a qualquer outro tipo de preparação anteriormente à deposição da camada cerâmica. A Tabela 13 demonstra de forma mais clara o tipo de preparação e as ligas utilizadas em cada amostra. Todas as amostras, após o jateamento do substrato, passaram por limpeza por ultrassom em banho de acetona, objetivando a eliminação de partículas de abrasivos que possivelmente ficaram fixadas na superfície do metal. Aquelas que foram submetidas ao jateamento do *bond coat* foram limpas apenas com jato de ar comprimido, devido ao pouco tempo útil para as deposições.

Visando analisar a repetibilidade dos resultados, foram feitas três amostras para cada condição.

Tabela 13 - Características das amostras para ensaio de aderência.

CP	Jateam. Subst. (mesh)	Bond coat	Parâm. BC	Jateam. BC (mesh)	Top coat	Parâm. Cerâm.	Repet.
1	60	A365-2	5 (PC)	60	204C-NS	9 (PC)	3
2	36	A365-2	5 (PC)	36	204C-NS	9 (PC)	3
3	60	Ni-343	9 (PC)	60	204C-NS	9 (PC)	3
4	36	Ni-343	9 (PC)	36	204C-NS	9 (PC)	3
5	60	A365-2	5 (PC)	60	ZRO 236	5 (PC)	3
6	36	A365-2	5 (PC)	36	ZRO 236	5 (PC)	3
7	60	Ni-343	9 (PC)	60	ZRO 236	5 (PC)	3
8	36	Ni-343	9 (PC)	36	ZRO 236	5 (PC)	3
9	36	4008NS	5 (PC)	0	AI-1075	5 (PC)	3

2.1.5 Medições da microdureza

Os testes de microdureza Vickers foram realizados em um micro durômetro digital marca Time modelo MHV-1000. As medições foram feitas em CPs cortados, ou seja, medidas obtidas na seção transversal do revestimento.

2.1.6 Desempenho a elevada temperatura

Tendo as ligas de *bond coat* e *top coat* depositadas conforme Tabela 12 (planejamento de caracterização, página 55), foram cortadas amostras com dimensões de aproximadamente 1 cm² para serem avaliadas quanto oxidação a elevada temperatura (~ 1100 °C) em função do número de ciclos térmicos.

Pás de turbinas a gás trabalham em severas condições de ciclos térmicos. Assim, é necessária a realização de testes para avaliação das ligas e as propriedades dos revestimentos sobre condições de ciclos térmicos tanto quanto em condições isotérmicas. Segundo Tamarin, 2002 [37], ensaios cíclicos revelam a força coesiva dos óxidos na superfície da amostra. Em condições de testes cíclicos o tempo de teste e a velocidade de oxidação são reduzidas.

É visto que os testes de ciclagem térmica em forno são realizados de diferentes modos. No trabalho publicado por Teixeira et al, 2000 [49], o ciclo térmico tem 1 hora e 5 minutos, sendo 10 minutos de aquecimento até as temperaturas de 1000, 1100 e 1150 °C, um patamar de 45 minutos seguido de resfriamento ao ar durante 10 minutos. Outra abordagem similar é vista no trabalho de Schulz et al, 2008 [50], onde as condições de ciclagem térmica foram a 1100 °C com ciclos de 1 hora, sendo 50 minutos de aquecimento/patamar e 10 minutos de resfriamento forçado com ar. E para Koolloos e Houben, 2000 [51], os ciclos foram de 1 hora, sendo as amostras aquecidas até 1137 °C por 4 minutos e mantidas a essa temperatura por 50 minutos e então resfriados para 300 °C em 6 minutos, após 20 ciclos as amostras foram mantidas a temperatura ambiente por 4 horas e durante este período sendo inspecionados a sinais de falha (desplacamento).

O procedimento aqui adotado para os testes de ciclagem térmica foi aquecimento/patamar de 30 minutos, até 1100°C, e resfriamento por 5 minutos em temperatura ambiente sob convecção forçada por ar comprimido. As amostras

testadas foram as referentes à Tabela 12 (página 55) de números 13B, 14B, 17B e 19B.

Todo o processo de ensaio foi monitorado e registrado através do sistema de controle do forno, onde por meio de um computador, é possível fazer a programação dos ciclos térmicos, bem como ter a aquisição de dados de temperatura fornecidos pelos termopares.

O equipamento utilizado para os ensaios de desempenho em elevada temperatura foi um forno tubular fabricado pela empresa *Maitec — Fornos INTI* modelo FT-1200 acoplado com um dispositivo porta-amostra automatizado, o qual permite colocar e remover as amostras do forno em tempos predefinidos (Figura 16).



Figura 16 - Forno utilizado nos ensaios de desempenho em elevada temperatura.

2.1.7 Caracterização

A caracterização da preparação da superfície por jateamento abrasivo foi dada pela medição da rugosidade, utilizando um rugosímetro Mitutoyo, modelo SJ-201, onde foi utilizado um cut-off de 2,5x5 mm.

Para a caracterização microestrutural dos revestimentos depositados foi adotado o seguinte procedimento de preparação metalográfica: retirada de uma fatia transversal e longitudinal das amostras e processo padrão de preparo de amostras metalográfica (corte, embutimento, lixamento e polimento).

O processo de preparação metalográfica, bem como as micrografias, foi realizado em parceria com o Laboratório de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná campus Ponta Grossa – UTFPR-PG, onde as amostras foram cortadas em uma policorte automática marca Buehler modelo IsoMet 4000. As

superfícies foram preparadas através de lixamento com as seguintes faixas granulométricas de 320, 400, 600 e 1200 mesh seguido de polimento em pano com diamante em suspensão 3 μm , 0,25 μm , 0,1 μm e sílica coloidal 0,04 μm , todos os processos realizados em uma politriz automatizada da marca Buehler modelo Vector 60-1990. As análises de morfologia e espessura foram realizadas em um microscópio marca Olympus modelo BX60, com aquisição de imagens através de uma câmera digital marca Mediacybernetics modelo EvolutionLC. Para análise do nível de poros e óxidos, as imagens foram depois convertidas para o formato tons de cinza de 8-bits, sendo então calibradas e ajustadas com o software de análise de imagens AnalySIS 5.1.

Os ensaios de aderência e de desempenho a elevada temperatura foram caracterizados por inspeção visual e registrados por documentação fotográfica.

2.2 RESULTADOS DA PRIMEIRA ETAPA

Os resultados referentes à caracterização microestrutural e microdureza são apresentados de forma individual para cada liga, primeiramente os revestimentos metálicos (*bond coat*), seguidos pelos cerâmicos (*top coat*). Na sequência são apresentados os resultados do ensaio de aderência e por fim os do desempenho a elevada temperatura dos revestimentos TBC.

2.2.1 Revestimentos *bond coat* Ni-343

Foram revestidas nove amostras através do processo HVOF com variação na pressão do gás de arraste, distância de deposição e taxa de alimentação de pós.

Em relação às amostras revestidas com a liga Ni-343 (Ni22%Cr10%Al1%Y) observou-se que as espessuras variaram na faixa de 100 a 200 μm , com exceção das amostras 4B e 9B, que apresentaram espessuras médias de 94 μm e 259,21 μm respectivamente. Na Figura 17, está representada o revestimento *bond coat* Ni-343 da amostra 7, com parâmetro 7. Parâmetro este que se mostrou o mais representativo.

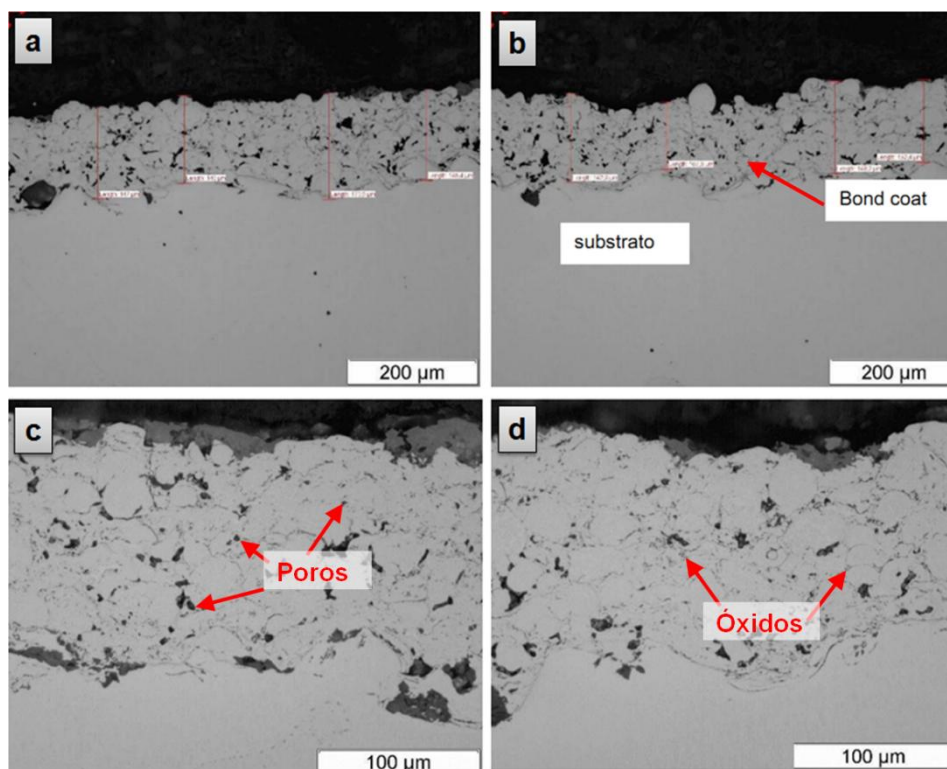


Figura 17 - Amostra 7B, revestimento Ni-343, depositado pelo processo HVOF com parâmetro 7. Em [a] e [b] visão geral em duas áreas distintas, em [c] e [d] maior ampliação em duas áreas distintas.

É visto na Figura 17 [a] e [b] a morfologia característica do revestimento depositado por HVOF, apresentando estruturas arredondadas, sendo detalhado em [c] detalhe da presença de poros (ou vazios) nas áreas mais escuras e em [d] da presença de óxidos interlamelares (pequenas áreas em cinza), e ainda sendo mostrado a boa interface substrato/*bond coat*, sem a presença de um filme de óxidos. Mesmo com a deposição automatizada os revestimentos apresentaram variação na espessura para um mesmo parâmetro de processo, como pode ser visto na Tabela 14.

Tabela 14 - Espessuras das amostras, revestimento utilizado Ni-343.

Parâmetro	Distância (mm)	Taxa de alimentação (g/min)	Pressão gás de arraste (psi)	Espessura média (μm)	Espessura mínima (μm)	Espessura máxima (μm)	Camada/passe ($\mu\text{m}/\text{passe}$)
1	150	20	110	173,28	155,66	189,86	87
2	250	20	110	213,44	170,99	248,82	53
3	150	40	110	159,81	134,14	187,45	160
4	250	40	110	91,86	52,13	130,63	92
5	150	20	150	139,41	92,55	177,49	70
6	250	20	150	197,11	169,29	246,03	49
7	150	40	150	140,00	93,72	134,14	140
8	250	40	150	101,81	74,98	134,14	102
9	200	30	130	259,21	223,18	281,76	130

Observa-se na Tabela 14 que a espessura da camada revestida depende basicamente da taxa de alimentação do pó, como fator principal, seguido da variação na distância e do fluxo de gás de arraste. O que mais facilmente visualizado na Figura 18, onde apresenta os resultados vistos na Tabela 14, para a resposta em relação a camada por passe ($\mu\text{m}/\text{passe}$) em forma de gráfico, permitindo visualizar a tendência à maior eficiência (maior espessura de camada por passe) com o aumento da taxa de alimentação.

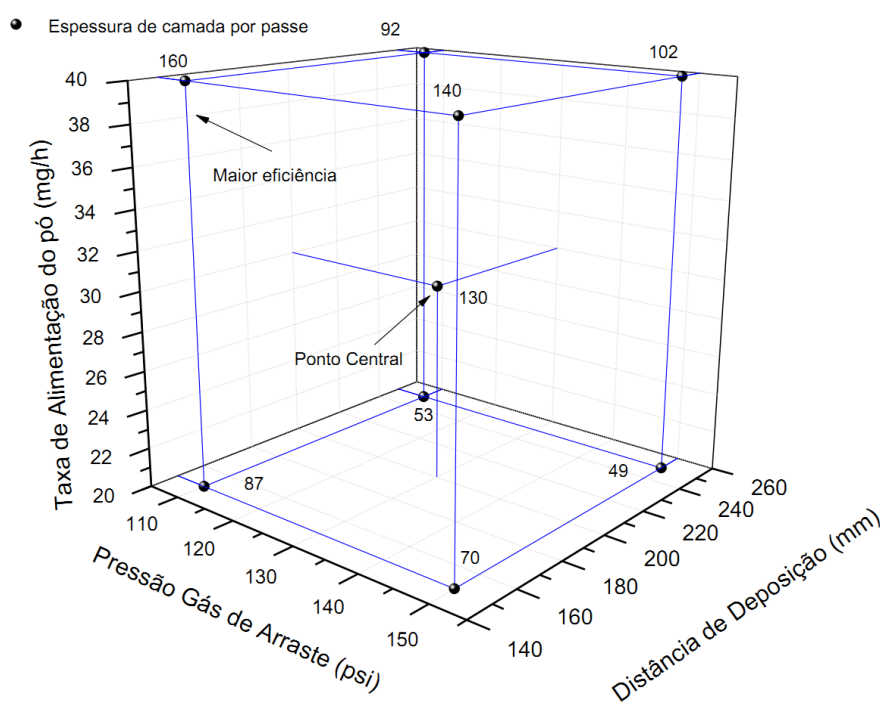


Figura 18 - Influência da taxa de alimentação, pressão do gás e distância de deposição na espessura de camada por passe dos revestimentos Ni-343.

Na Tabela 15 são visualizados os valores de porosidade e fração em área de óxidos dos revestimentos depositados com a liga Ni-343.

Tabela 15 - Porosidade e fração em área de óxidos dos revestimentos depositados com a liga Ni-343.

Parâmetro	Distância (mm)	Taxa de alimentação (g/min)	Pressão gás de arraste (psi)	Porosidade (%)	Fração em área de óxidos (%)	Porosidade + óxidos
1	150	20	110	4,02±0,60	7,49±0,90	11,51
2	250	20	110	6,18±1,68	3,52±0,43	9,70
3	150	40	110	3,94±2,09	2,51±0,55	6,45
4	250	40	110	2,31±0,81	2,65±0,67	4,96
5	150	20	150	3,72±0,58	3,14±0,55	6,86
6	250	20	150	2,74±0,48	2,18±0,26	4,92
7	150	40	150	0,64±0,43	2,87±1,80	3,51
8	250	40	150	1,56±0,76	2,64±0,77	4,20
9	200	30	130	0,38±0,20	11,89±0,97	12,27

Em relação à variação na porosidade, pode-se verificar que a pressão do gás de arraste e a taxa de alimentação do pó são os fatores que mais influenciam na porosidade destes revestimentos, onde maiores valores de pressão do gás de arraste e taxa de alimentação do pó ocasionam uma redução na porosidade, para os parâmetros adotados.

Enquanto que para a fração em área de óxidos observa-se uma pequena influência da variação dos parâmetros, destacando os parâmetros 1 e 9, que apresentam uma maior fração em área de óxidos. Observa-se nos parâmetros adotados que as maiores reduções na fração em área de óxidos foram obtidas com variação na taxa de alimentação, onde menores valores de óxidos foram alcançados com aumento na taxa de alimentação.

Através desses resultados pode-se inferir de uma forma geral há uma tendência que o aumento da pressão do gás, e taxa de alimentação geram uma redução na quantidade de óxidos e poros, Figura 19 e Figura 20. No entanto tem-se a menor taxa de oxidação para a menor taxa de alimentação do pó.

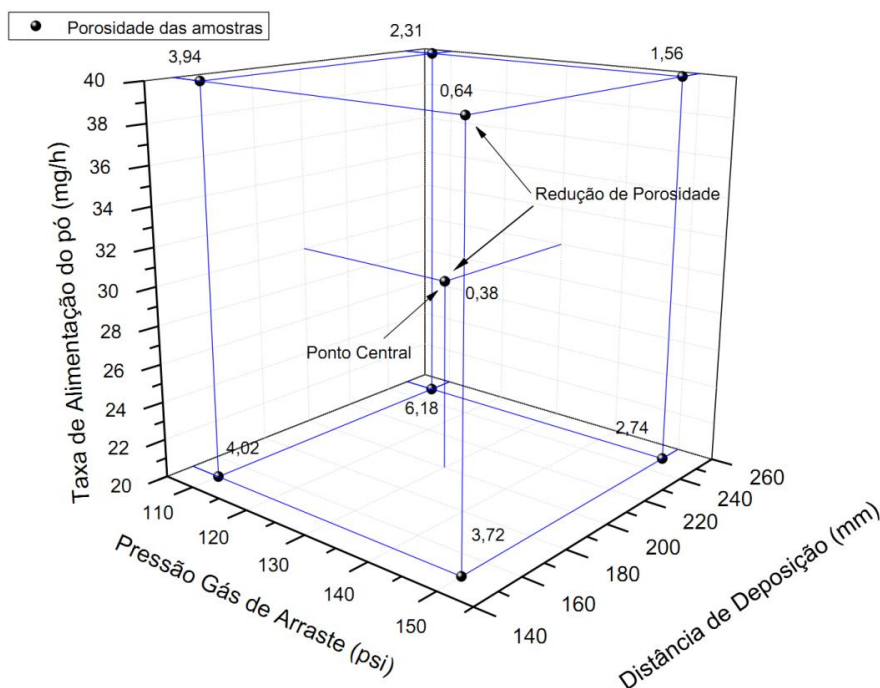


Figura 19 - Influência da taxa de alimentação, pressão do gás e distância de deposição na porosidade dos revestimentos Ni-343.

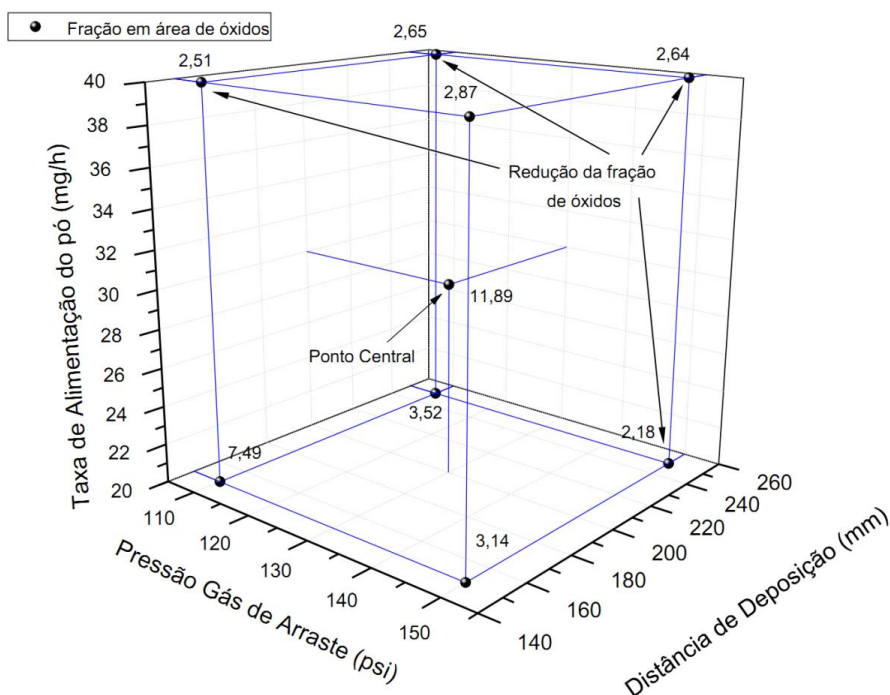


Figura 20 - Influência da taxa de alimentação, pressão do gás e distância de deposição na fração de óxidos dos revestimentos Ni-343.

A alteração nas frações de óxidos e porosidade, dos revestimentos depositados com a liga Ni-343, promoveram alterações nos valores de microdureza dos revestimentos depositados. Os valores de microdureza Vickers obtidos são visualizados na Tabela 16.

Tabela 16 - Valores obtidos de microdureza Vickers dos revestimentos depositados com Ni-343.

Parâmetro	Distância (mm)	Taxa de alimentação (g/min)	Pressão gás de arraste (psi)	Microdureza Vickers (300gf)
1	150	20	110	471,65±64,21
2	250	20	110	389,97±28,75
3	150	40	110	468,10±15,55
4	250	40	110	302,87±37,85
5	150	20	150	526,40±39,26
6	250	20	150	481,00±57,35
7	150	40	150	380,05±30,15
8	250	40	150	366,07±42,65
9	200	30	130	397,65±63,18

Na Figura 21 observa-se que as amostras com maior pressão de gás de arraste, menor taxa de alimentação e menor distância de deposição apresentaram maior valor de microdureza. O fator mais importante para a melhoria na microdureza provavelmente foi o aumento na temperatura de partícula no momento do impacto, devido a menor distância, gerando uma melhor aderência.

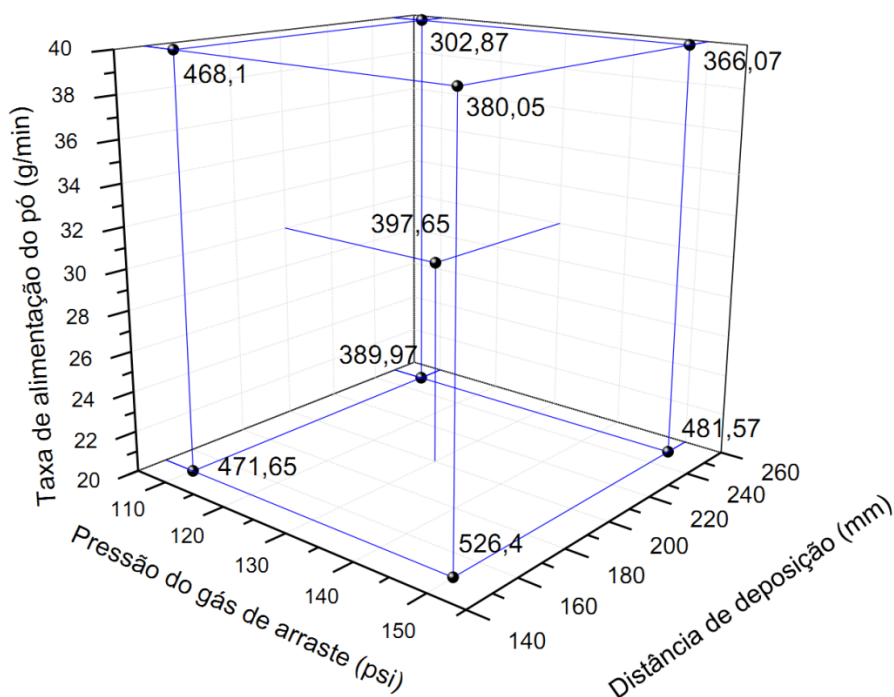


Figura 21 - Influência da taxa de alimentação, pressão do gás e distância de deposição na microdureza dos revestimentos Ni-343.

A partir dos resultados obtidos com esta liga pode-se inferir que os melhores parâmetros de deposição são referentes a menor distância de deposição, maiores valores de pressão de gás de arraste, com níveis mais elevados de taxa de alimentação (parâmetro 7), sem com isso diminuir a eficiência do processo de deposição dos revestimentos, mantendo valores de porosidade e fração de óxidos em níveis aceitáveis com microdureza próxima à media.

2.2.2 Revestimentos *bond coat* 4008 NS

Foram depositadas cinco amostras com variação nos parâmetros distância de deposição e taxa de alimentação de pós. Em relação às amostras revestidas com a liga 4008 NS (Ni5%Al) depositada por HVOF observou-se que as espessuras variaram na faixa de 370 a 650 μm dependendo dos parâmetros utilizados. Na Figura 22 é visto a amostra 12B aspergida com o parâmetro 3. Parâmetro este que se mostrou o mais representativo.

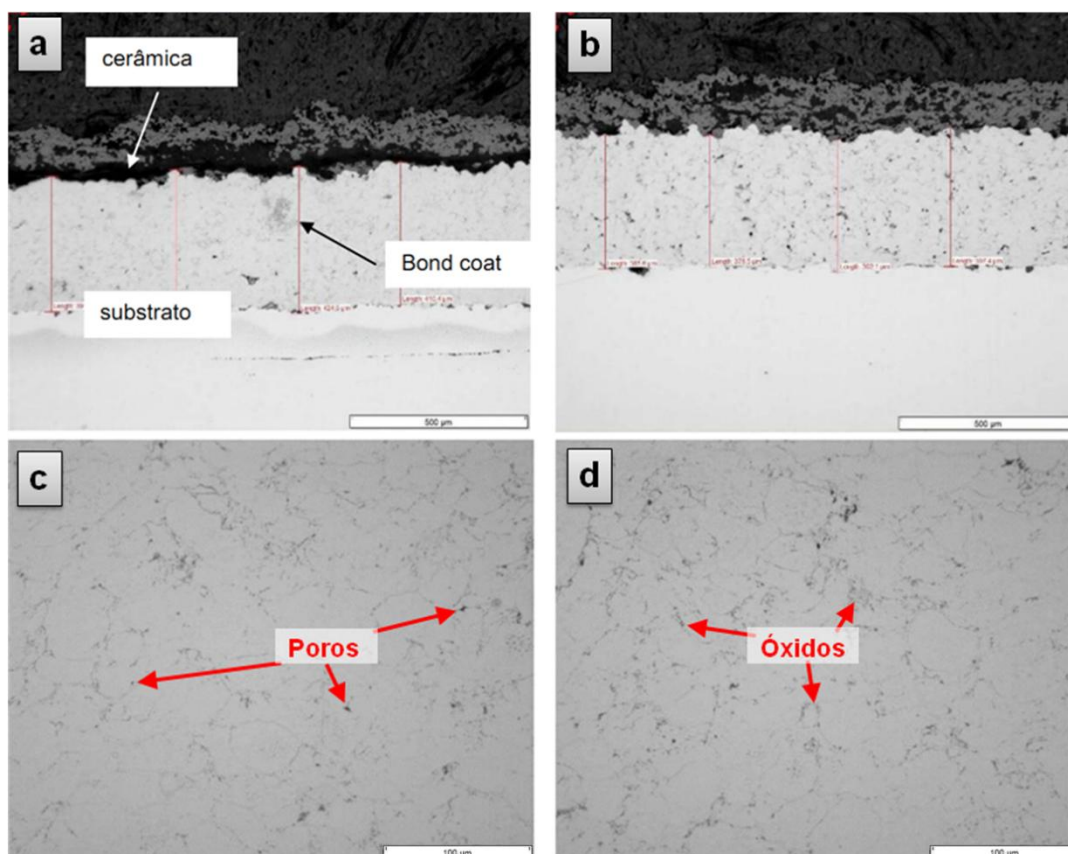


Figura 22 - Amostra 12B, revestimento 4008 NS, depositado pelo processo HVOF com parâmetro 3. Em [a] e [b] visão geral em duas áreas distintas, em [c] e [d] maior ampliação em duas áreas distintas.

É visto na Figura 22 [a] e [b] a morfologia característica do revestimento depositado por HVOF e ainda sendo mostrado a boa interface subtrato/*bond coat*, sem a presença de um filme de óxidos. Em [c] detalhe da presença de poros (ou vazios) nas áreas mais escuras e em [d] detalhe da presença de óxidos interlamelares (linhas finas em cinza).

Na Tabela 17 são apresentadas as variações de espessura dos revestimentos, também se pode observar um incremento na eficiência (maior espessura de camada por passe) durante a deposição com a redução na distância de deposição e aumento na taxa de alimentação.

Tabela 17 - Espessuras das amostras, revestimento utilizado 4008 NS.

Parâmetro	Distância (mm)	Taxa de alimentação (g/min)	Espessura média (μm)	Espessura mínima (μm)	Espessura máxima (μm)	Camada/passe (μm/passe)
1	150	20	371,24	312,50	411,56	74
2	250	20	646,06	561,51	736,83	108
3	150	40	395,34	357,31	431,60	132
4	250	40	621,44	592,31	689,45	124
5	200	30	519,31	450,16	585,20	104

A Figura 23 apresenta os conjuntos de variáveis em função da eficiência da deposição em função da espessura da camada por passe, indicando o aumento de eficiência para a maior taxa de alimentação do pó na menor distancia de deposição.

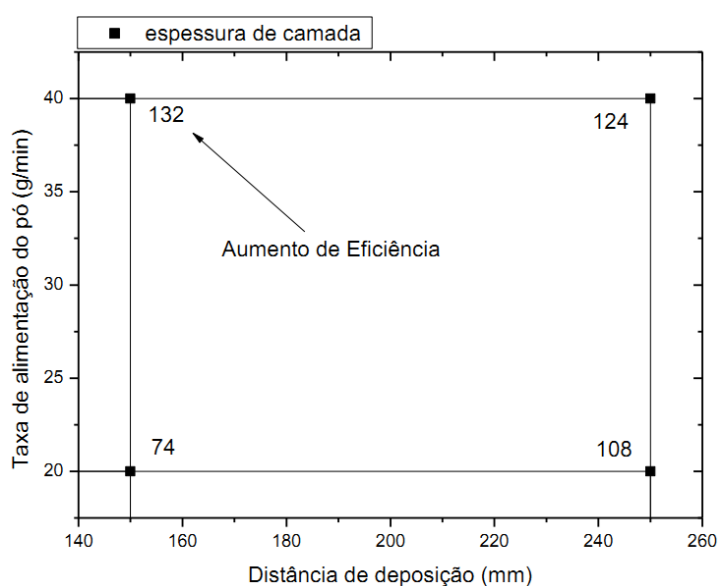


Figura 23 - Influência da taxa de alimentação e distância de deposição na espessura de camada por passe dos revestimentos 4008 NS.

Na Tabela 18 são apresentados os valores de porosidade e fração em área de óxidos dos revestimentos depositados com a liga 4008NS. Em relação à variação na porosidade pode-se verificar que um aumento na distância de deposição ocasionou um aumento na quantidade de poros. Em relação à taxa de alimentação do pó, observou-se que uma redução na porosidade foi obtida com uma maior taxa de alimentação do pó.

Tabela 18 - Porosidade e fração em área de óxidos dos revestimentos depositados com a liga 4008 NS.

Parâmetro	Distância (mm)	Taxa de alimentação (g/min)	Porosidade	Fração em área de óxidos	Porosidade + óxidos
1	150	20	1,05±0,89	1,64±0,81	2,69
2	250	20	2,21±0,85	5,70±0,35	7,91
3	150	40	0,08±0,04	1,09±0,35	1,17
4	250	40	0,92±0,86	3,38±1,99	4,30
5	200	30	1,18±0,47	5,36±1,25	6,54

Nas Figura 24 e Figura 25 visualiza-se a influência destes parâmetros na porosidade e fração em área de óxidos, respectivamente. Onde é visto que o aumento da taxa de alimentação para a menor distancia de deposição promoveu uma redução na fração de óxidos e poros dos revestimentos 4008NS.

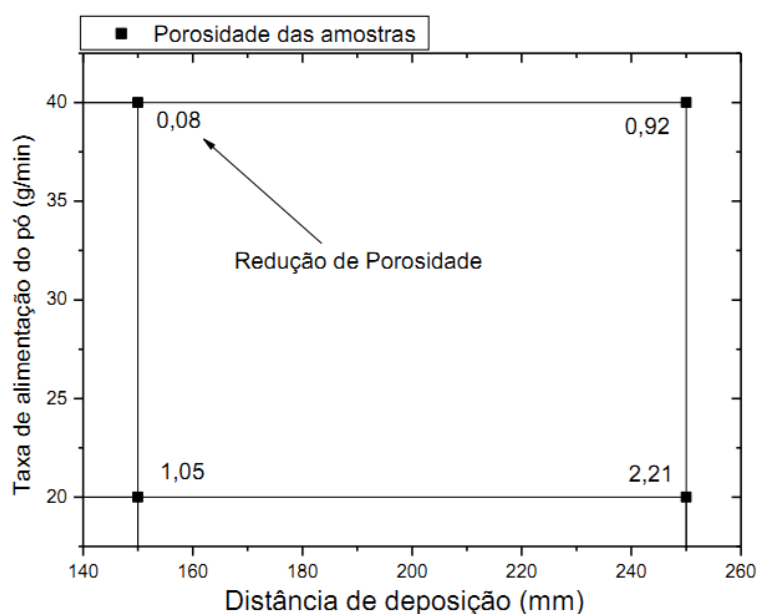


Figura 24 - Influência da taxa de alimentação e distância de deposição na porosidade dos revestimentos 4008 NS

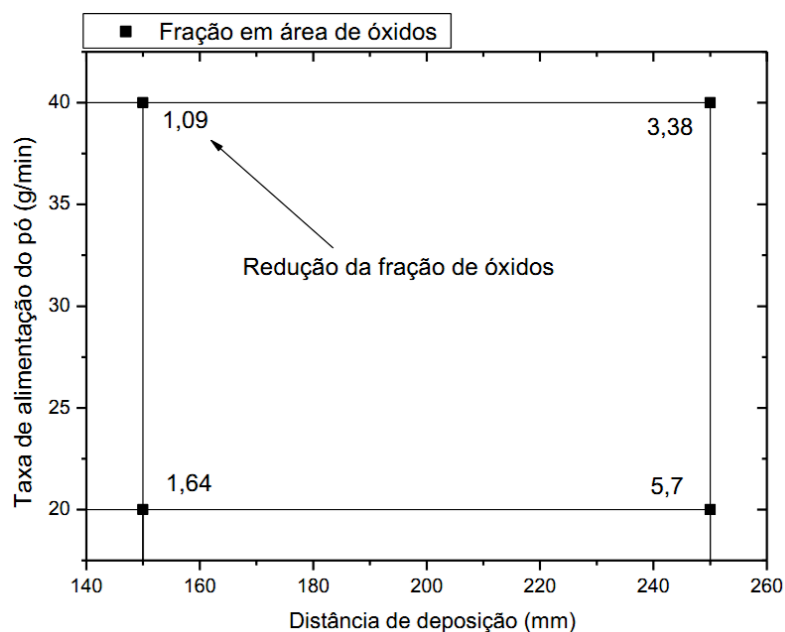


Figura 25 - Influência da taxa de alimentação e distância de deposição na fração de óxidos dos revestimentos 4008 NS.

A alteração nas frações de óxidos e porosidade, dos revestimentos depositados com a liga 4008 NS por processo de deposição HVOF promoveram alterações nos valores de microdureza dos revestimentos depositados. Os valores de microdureza Vickers obtidos são visualizados na Tabela 19.

Tabela 19 - Análise estatística da microdureza Vickers dos revestimentos depositados com 4008 NS.

Parâmetro	Distância (mm)	Taxa de alimentação (g/min)	Microdureza Vickers (300gf)
1	150	20	250,82±28,18
2	250	20	150,10±14,96
3	150	40	203,37±18,59
4	250	40	175,37±17,00
5	200	30	185,75±34,93

É visto que aumento na microdureza dos revestimentos 4008NS provavelmente deve estar ligado à diminuição da distância de deposição, o qual foi visto ser a condição que reduz a porosidade, o que gera melhoria na aderência interlamelar do revestimento.

A Figura 26 permite visualizar a influencia dos parâmetros em relação a microdureza, sendo indicado o aumento da microdureza para a menor distancia junto com a menor taxa de alimentação.

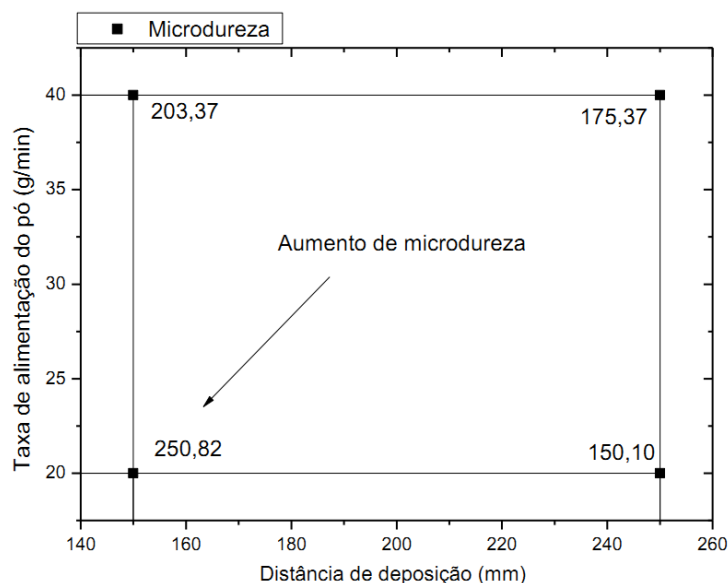


Figura 26 - Influência da taxa de alimentação e distância de deposição na microdureza dos revestimentos 4008 NS.

A partir dos resultados obtidos com esta liga pode-se inferir que os melhores parâmetros de deposição são referentes a menor distância de deposição com níveis mais elevados de taxa de alimentação (parâmetro 3), sem com isso diminuir a eficiência do processo de deposição dos revestimentos, mantendo valores de porosidade e fração de óxidos em níveis aceitáveis com microdureza próxima à média.

2.2.3 Revestimentos *bond coat* A365-2

Foram depositadas cinco amostras revestidas com a liga A365-2 (Ni23%Co17%Cr12,5%Al0,45%Y) depositada por plasma APS, com variação nos parâmetros de corrente elétrica e a taxa de alimentação, como a tensão foi mantida constante tem-se a variação da potência do arco durante a deposição das amostras. Foram registradas espessuras que variaram na faixa de 500 a 1200 μm .

Na Figura 27 é visualizado a amostra 17B revestida com o parâmetro 3. Parâmetro este que se mostrou o mais representativo.

É visto na Figura 27 [a] e [b] a morfologia característica do revestimento depositado por APS e ainda sendo mostrado a boa interface substrato/*bond coat*, sem a presença de um filme de óxidos. Em [c] em detalhe a presença de poros (ou vazios) nas áreas mais escuras e em [d] em detalhe a presença de óxidos interlamelares (pequenas áreas em cinza).

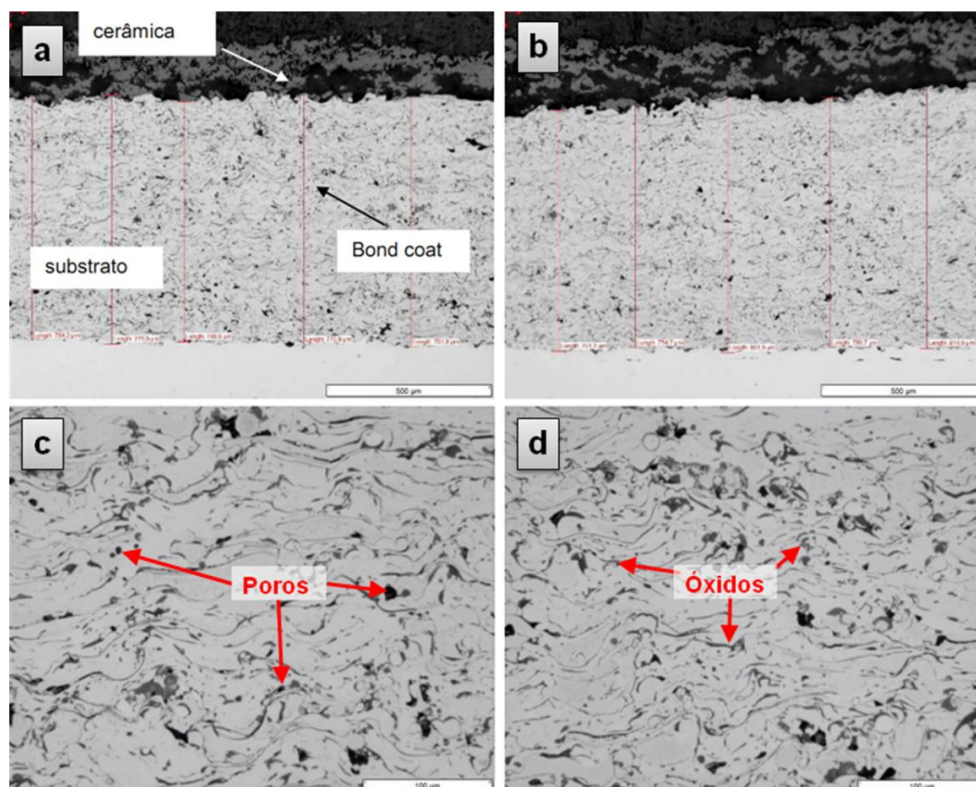


Figura 27 - Amostra 17B, revestimento A365-2, depositado pelo processo plasma com parâmetro 3. Em [a] e [b] visão geral em duas áreas distintas, em [c] e [d] maior ampliação em duas áreas distintas.

Mesmo com a deposição automatizada os revestimentos apresentaram uma variação considerável na espessura para as amostras depositadas com potência mais baixa, em comparação com as amostras depositadas com potência mais elevada, como pode ser observado na Tabela 20. Esta característica pode estar ligada a capacidade de fusão das partículas com o aumento da potência do plasma devido ao aumento da corrente elétrica.

Tabela 20 - Espessuras das amostras, revestimento utilizado A365-2 NS.

Parâmetro	Corrente (A)	Taxa de alimentação (g/min)	Espessura média (μm)	Espessura mínima (μm)	Espessura máxima (μm)	Camada/passe ($\mu\text{m}/\text{passe}$)
1	438	50	1201,50	983,24	1459,45	240
2	563	50	510,42	457,26	570,99	128
3	438	70	686,32	561,32	814,86	229
4	563	70	1001,60	971,39	1061,42	250
5	500	60	784,07	724,99	867,14	131

Na Tabela 20 observa-se um aumento na eficiência de deposição, ou seja, maior espessura de camada por passe, com a maior taxa de alimentação, enquanto que a influência da corrente não ficou muito claro, onde maiores valores de corrente com menores taxas de alimentação ocasionou provavelmente uma vaporização das partículas mais finas, pois observa-se uma menor eficiência com o aumento da corrente, ao contrário do observado para as amostras com a maior taxa de alimentação.

Em relação à variação na porosidade e fração em área de óxidos, pode-se verificar que a mudança dos parâmetros de corrente, e taxa de alimentação para a faixa trabalhada influenciam mais na fração em área de óxidos que porosidade.

A Tabela 21 representa os valores obtidos nas análises de frações de óxidos e poros.

Tabela 21 - Porosidade e fração em área de óxidos dos revestimentos depositados com a liga A365-2.

Parâmetro	Corrente (A)	Taxa de alimentação (g/min)	Porosidade	Fração em área de óxidos	Porosidade + óxidos
1	438	50	1,36±0,16	9,40±0,80	10,76
2	563	50	1,16±0,45	9,93±0,61	11,09
3	438	70	0,75±0,21	7,02±0,80	7,77
4	563	70	1,47±0,20	7,98±0,99	9,45
5	500	60	1,93±0,47	9,30±0,77	11,23

Através destes resultados, visualizados na Figura 28, pode-se dizer que o efeito da corrente e taxa de alimentação são pouco influentes na formação de porosidade, sendo indicada uma redução de porosidade para maior taxa de alimentação com menor corrente, porem em um valor próximo aos dos outros parâmetros.

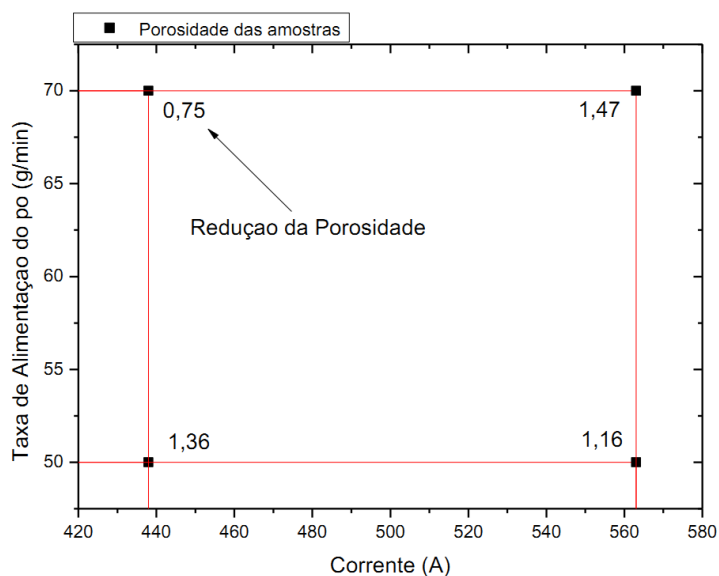


Figura 28 - Influência da potência, corrente e taxa de alimentação na porosidade dos revestimentos A365-2.

Bem como, na Figura 29, é visto que com o aumento na taxa de alimentação para a menor corrente, leva o revestimento a uma redução na fração de óxidos.

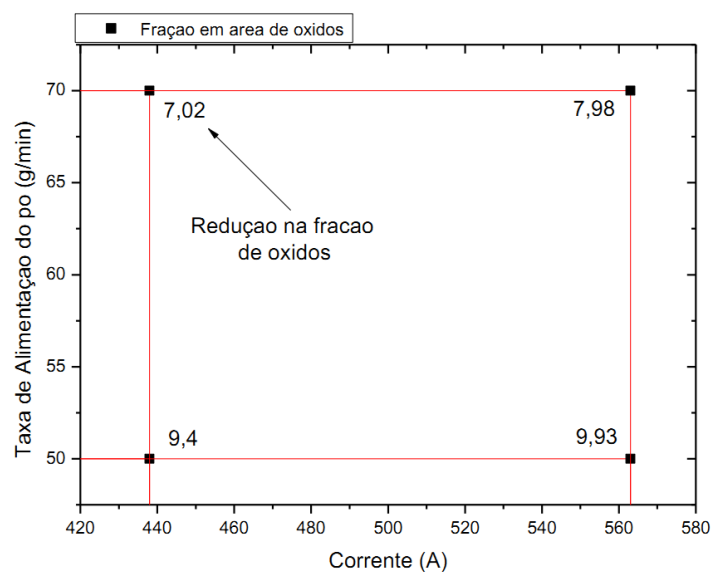


Figura 29 - Influência da potência, corrente e taxa de alimentação na fração de óxidos dos revestimentos A365-2.

A alteração na corrente e taxa de alimentação dos revestimentos depositados com a liga A365-2 por processo de deposição APS promoveram alterações nos valores de microdureza dos revestimentos depositados. Os valores de microdureza Vickers obtidos são visualizados na Tabela 22.

Tabela 22 - Valores da microdureza Vickers dos revestimentos depositados com A365-2.

Parâmetro	Corrente (A)	Taxa de alimentação (g/min)	Microdureza Vickers (300gf)
1	438	50	434,10±110,77
2	563	50	531,50±75,16
3	438	70	474,62±99,98
4	563	70	582,17±71,59
5	500	60	476,30±110,33

A Figura 30 apresenta uma visualização da influencia dos parâmetros sobre os valores de microdureza medidos para o revestimento A365-2, sendo observado que o aumento na corrente gera um revestimento com maior dureza, independente da taxa de alimentação, isso é reflexo da maior capacidade de fusão das partículas devido ao maior potência no plasma, o que forma panquecas de maior espessura, indicando uma provável melhora na aderência das lamelas neste revestimento.

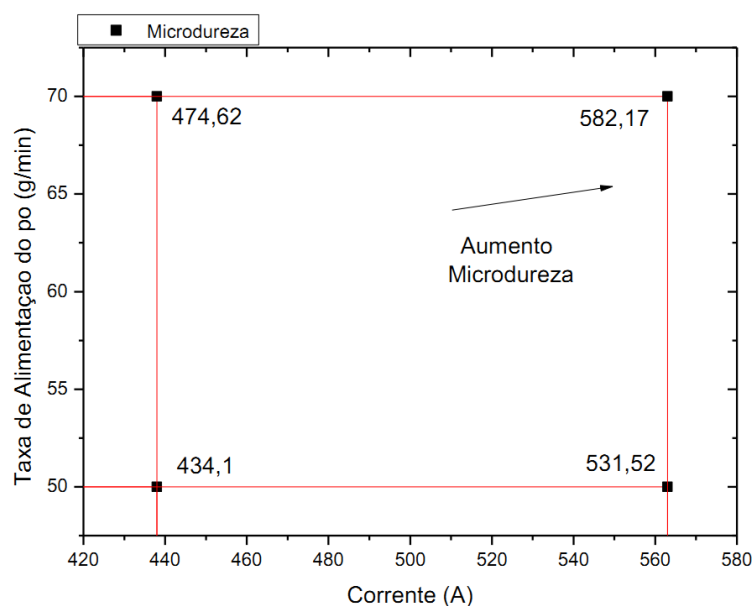


Figura 30 - Influência corrente e taxa de alimentação na microdureza dos revestimentos A365-2.

2.2.4 Revestimento *top coat* 204C-NS

Em relação às amostras revestidas com a liga 204C-NS (ZrO_2 8% Y_2O_3) depositada por APS, foram preparadas 9 amostras, com variações na corrente elétrica e taxa de alimentação dos pós, onde observou-se que as espessuras dos revestimentos depositados variaram na faixa de 160 a 1200 μm . As amostras 2B e

6B, parâmetros 2 e 6 apresentaram falha no revestimento cerâmico, com seu completo deslocamento, impedindo sua análise.

Na Figura 31 é visualizado a amostra 4B revestida com o parâmetro 4. Parâmetro este que representa a tendência à melhoria do revestimento.

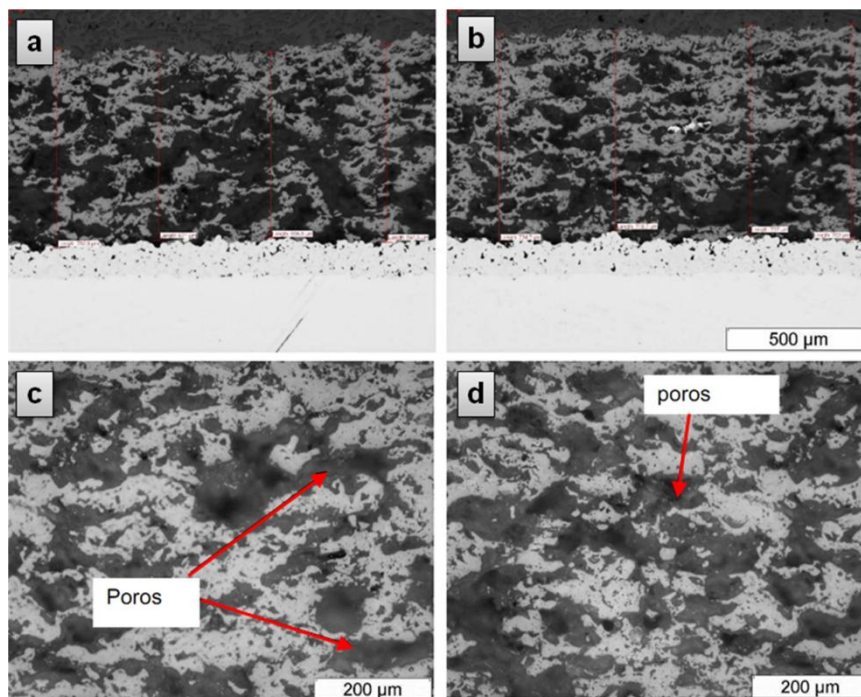


Figura 31 - Amostra 4B, revestimento 204C-NS, depositado por APS com parâmetro 4. Em [a] e [b] visão geral em duas áreas distintas, em [c] e [d] maior ampliação em duas áreas distintas.

É visto na Figura 31 [a] e [b] a morfologia característica do revestimento cerâmico depositado por APS. Em [c] e [d] detalhes da presença de poros (ou vazios) nas áreas mais escuras.

Como pode ser visto na Tabela 23 os revestimentos apresentaram uma variação de 100 a 140 µm entre seus valores máximos e mínimos para um mesmo parâmetro, representando uma variação de 12 a 44% de variação.

Tabela 23 - Espessuras das amostras, revestimento utilizado 204C-NS, deposição automatizadas.

Parâmetro	Corrente (A)	Taxa de alimentação (g/min)	Espessura média (µm)	Espessura mínima (µm)	Espessura máxima (µm)	Camada/passe (µm/passe)
1	600	30	330,48	281,84	380,90	33
3	600	50	710,50	648,58	762,97	44
4	800	50	1207,13	1151,45	1293,61	302
5	600	30	337,04	289,96	393,64	56
7	600	50	297,98	289,96	334,48	100
8	800	50	667,09	592,31	715,51	334
9	700	40	466,59	381,45	533,08	156

Em relação à espessura de camada depositada por passe constata-se que a taxa de alimentação e a corrente (potência do plasma) são fatores muito importantes para a determinação da espessura de camada por passe, observa-se uma variação muito grande quando adotada-se 50 g/min de taxa de alimentação com corrente de 600 A, 44 µm/passe, para uma corrente de 800 A, 302 µm/passe, provavelmente este resultado indica que a utilização de uma corrente de 600 A não seria suficiente para fundir todas as partículas diminuindo muito a eficiência de deposição.

As medidas de porosidade obtidas nos revestimentos depositados encontram-se na Tabela 24.

Tabela 24 - Porosidade dos revestimentos depositados com a liga 204C-NS.

Parâmetro	Corrente (A)	Taxa de alimentação (g/min)	Porosidade
1	600	30	26,65±3,05
3	600	50	51,91±3,01
4	800	50	20,92±2,00
5	600	30	37,19±4,50
7	600	50	36,66±2,37
8	800	50	31,33±2,63
9	700	40	30,76±4,82

Na Figura 32 tem-se o gráfico com os valores de porosidade da Tabela 24, sendo indicada a tendência de redução de porosidade para o maior valor de corrente.

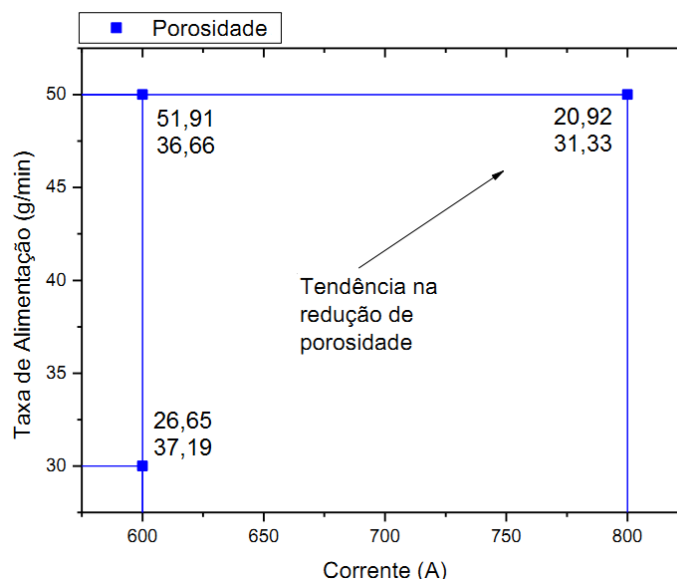


Figura 32 - Análise da influência da corrente e taxa de alimentação na porosidade do revestimento 204C-NS.

Em relação à variação na porosidade, pode-se verificar que a corrente foi o fator que mais influenciou na porosidade dos revestimentos, pois a adoção de níveis mais elevados de potência gerou menor porosidade.

Pode-se inferir que o aumento da corrente, que gera um maior aquecimento das partículas, bem como do *bond coat* e substrato, como consequência gera uma maior densificação da camada, assim como com a redução na taxa de alimentação do pó. Esta análise está de acordo com o observado na microdureza dos revestimentos, cujos resultados são apresentados na Tabela 25.

Tabela 25 - Microdureza dos revestimentos depositados com a liga 204C-NS.

Parâmetro	Corrente (A)	Taxa de alimentação (g/min)	Microdureza Vickers (300gf)
1	600	30	284,32±54,66
3	600	50	234,44±77,01
4	800	50	537,42±120,49
5	600	30	260,62±105,75
7	600	50	299,86±29,77
8	800	50	694,52±161,73
9	700	40	559,02±140,96

Na Figura 33 é indicada a tendência no aumento da microdureza, onde observa-se um incremento elevado na dureza com o aumento da potência, o que é

esperado para os revestimentos mais densos (menor porosidade), pois é aumentada a aderência das lamelas.

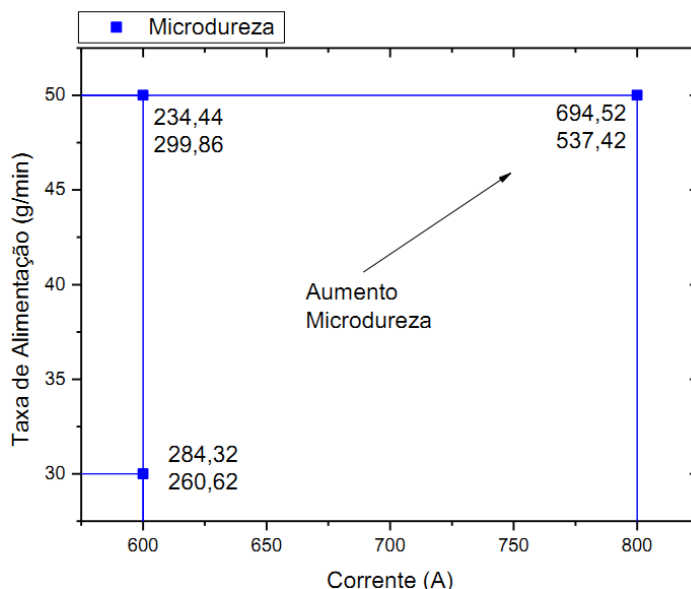


Figura 33 - Análise da influência da corrente e taxa de alimentação na microdureza do revestimento 204C-NS.

2.2.5 Revestimento *top coat* Al-1075

Foram depositadas cinco amostras com variação nos parâmetros de distância de deposição e corrente elétrica. Em relação às amostras revestidas com a liga Al-1075 (ZrO_2 7% Y_2O_3) depositadas por APS observou-se que as espessuras variaram na faixa de 180 a 620 μm .

Na Figura 34 é visualizado a amostra 11B revestida com o parâmetro 2. Parâmetro este que representa a tendência à melhoria do revestimento.

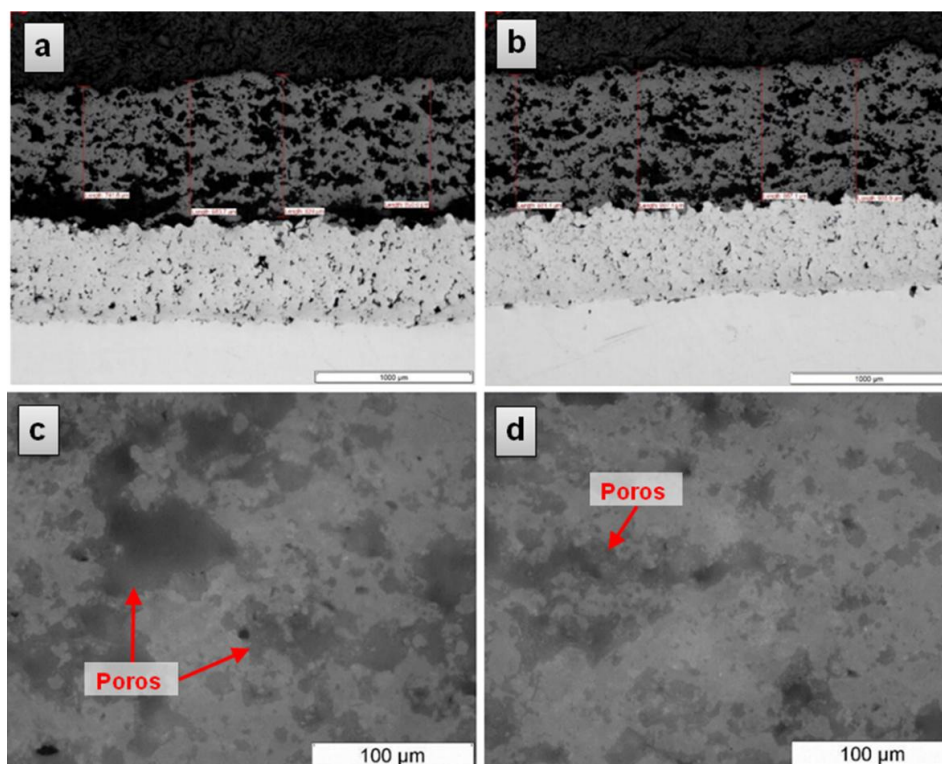


Figura 34 - Amostra 11B, revestimento Al-1075, depositado pelo processo plasma com parâmetro 2. Em [a] e [b] visão geral em duas áreas distintas, em [c] e [d] maior ampliação em duas áreas distintas.

É visto na Figura 34 [a] e [b] a morfologia característica do revestimento cerâmico depositado por APS. Em [c] e [d] detalhes da presença de poros (ou vazios) nas áreas mais escuras.

Com a deposição automatizada os revestimentos Al-1075 ainda apresentaram variação considerável na espessura, principalmente no parâmetro 3, como pode ser visto na Tabela 26, onde são apresentados os resultados em relação a espessura. Os revestimentos apresentaram uma variação de 93 a 563,5 μm entre seus valores máximos e mínimos, representando uma variação de 22 a 121% de variação, para cada parâmetro avaliado.

Tabela 26 - Espessuras das amostras, revestimento utilizado Al-1075.

Parâmetro	Corrente (A)	Distancia (mm)	Espessura média (μm)	Espessura mínima (μm)	Espessura máxima (μm)	Camada/passe ($\mu\text{m}/\text{passe}$)
1	600	100	187,72	148,58	233,49	47
2	800	100	487,9	458,7	522,4	163
3	600	150	137,27	93,16	206,37	23
4	800	150	322,81	291,43	357,76	108
5	700	125	512,20	443,05	563,5	128

Em relação à espessura de camada depositada por passe constata-se que a corrente e a distância influenciam a espessura de camada por passe, onde se observa uma variação muito grande para um mesmo valor de distância com diferentes valores de corrente, este resultado indica que a utilização de uma corrente de 600 A não seria suficiente para fundir todas as partículas diminuindo muito a eficiência de deposição. Ou seja, tem-se uma tendência de aumento na eficiência com o aumento da corrente, seguido da redução na distância.

Na Tabela 27 são apresentados os valores de porosidade dos revestimentos Al-1075 com a variação nos parâmetros de corrente e distância.

Tabela 27 - Porosidade dos revestimentos depositados com Al-1075.

Parâmetro	Corrente (A)	Distância (mm)	Porosidade
1	600	100	35,68±4,59
2	800	100	34,13±2,40
3	600	150	36,89±7,82
4	800	150	38,95±4,04
5	700	125	33,76±1,61

Através destes resultados, melhor visualizados na Figura 35, pode-se inferir que o aumento na distância gerou um aumento na porosidade, entretanto os valores variam muito pouco em si, sendo essa variação dentro da margem de erro de medição impedindo uma afirmação mais clara do efeito destes parâmetros na formação dos poros.

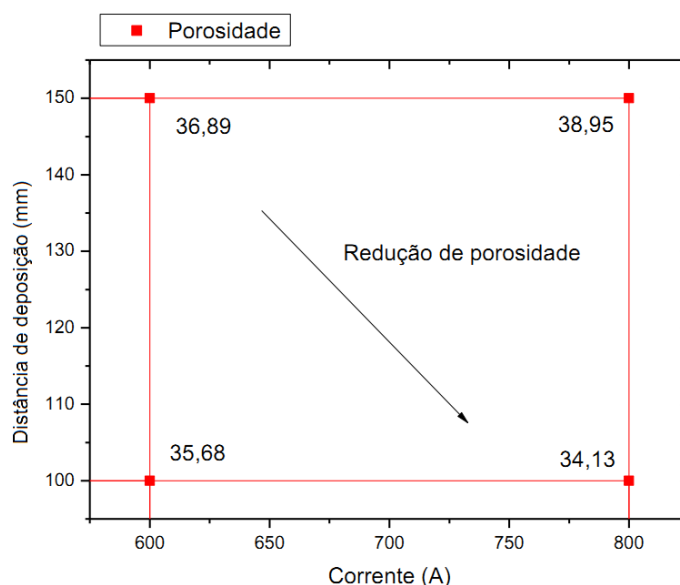


Figura 35 - Influência da corrente e distância na porosidade dos revestimentos Al-1075.

A alteração nos parâmetros de deposição dos revestimentos de cerâmica Al-1075 promoveu variações nos valores de microdureza dos revestimentos depositados apresentados na Tabela 28.

Tabela 28 - Análise estatística da microdureza Vickers dos revestimentos Al-1075.

Parâmetro	Corrente (A)	Distancia (mm)	Microdureza Vickers (300gf)
1	600	100	359,12±81,01
2	800	100	547,68±243,19
3	600	150	394,04±103,12
4	800	150	474,26±114,07
5	700	125	620,56±104,41

Como a microdureza está diretamente ligada à porosidade do revestimento e aderência entre lamelas, uma redução na dureza pode ocorrer devido ao aumento da porosidade ou devido à menor aderência entre as lamelas depositadas. Na Figura 36 é visualizado a influência da corrente e da distância de aspersão na microdureza do revestimento Al-1075. Observa-se uma tendência de redução na dureza com o aumento da porosidade, entretanto pode-se constatar que independente da distância, a menor corrente reduziu a dureza e provavelmente a aderência entre as lamelas, mesmo para níveis de porosidade semelhantes.

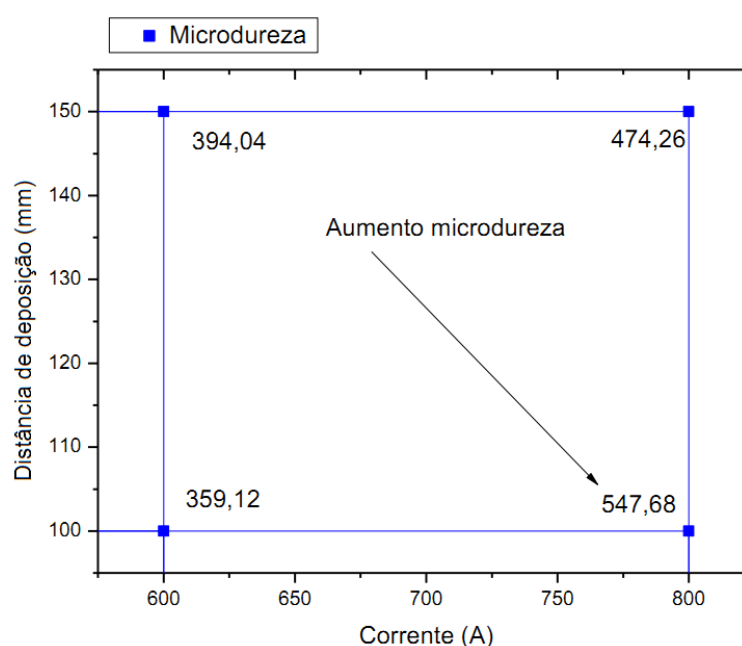


Figura 36 - Análise da influência da corrente e distância na microdureza do revestimento Al-1075.

Novamente observa-se que a variação na microdureza está muito próxima da margem de erro do ensaio, entretanto, há uma tendência de aumento de dureza com a diminuição na distância de deposição e aumento de corrente. Esta característica é respaldada no fato de que a diminuição na distância de deposição e aumento de corrente elevam a temperatura da partícula no momento do impacto.

2.2.6 Revestimento *top coat* ZRO-236

Foram depositadas cinco amostras com variação nos parâmetros taxa de alimentação e fluxo do gás de arraste. Em relação às amostras revestidas com o revestimento ZRO-236 ($\text{ZrO}_2 7\% \text{Y}_2\text{O}_3 1,7\% \text{HfO}_2$) depositado por APS observou-se que as espessuras variaram na faixa de 180 a 620 μm .

Na Figura 37 é visualizado a amostra 17B revestida com o parâmetro 3, parâmetro este que se mostrou mais representativo.

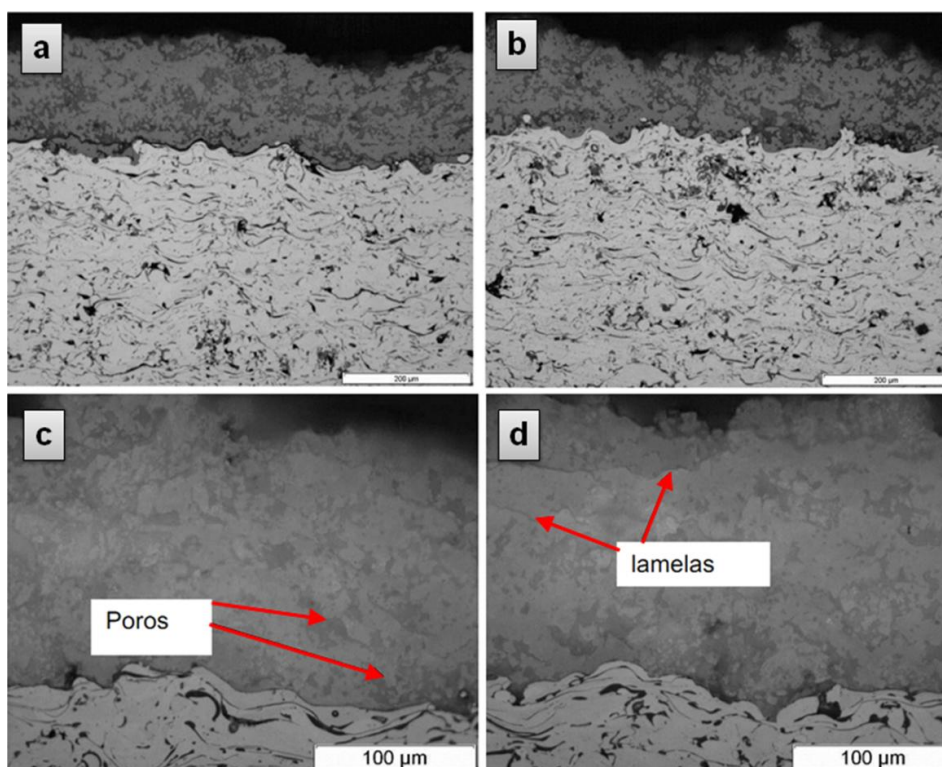


Figura 37 - Revestimento ZRO-236, depositado pelo processo plasma com parâmetro 3. Em [a] e [b] visão geral em duas áreas distintas, em [c] e [d] maior ampliação em duas áreas distintas.

É visto na Figura 37 [a] e [b] a morfologia característica do revestimento cerâmico depositado por APS sobre o *bond coat*. Em [c] detalhes da presença de poros (ou vazios) e em [d] é possível identificar a estrutura lamelar formada pelo estado fundido ou de alta plasticidade que as partículas cerâmicas alcançam durante ao passarem pelo plasma.

Com a deposição automatizada os revestimentos apresentaram pequena variação na espessura. Na Tabela 29 são apresentados os resultados das medições de espessura para este revestimento.

Tabela 29 - Espessuras das amostras, revestimento utilizado ZRO-236.

Parâmetro	Taxa de alimentação (g/min)	Fluxo de arraste (l/min)	Espessura média (µm)	Espessura mínima (µm)	Espessura máxima (µm)	Camada/passe (µm/passe)
1	30	0,8	falhou	falhou	falhou	falhou
2	50	0,8	445,12	383,2	537,82	223
3	30	1,6	179,18	128,54	268,87	60
4	50	1,6	388,30	339,60	432,80	194
5	40	1,2	427,02	369,60	499,91	142

A amostra do parâmetro 1 apresentou deslocamento do revestimento cerâmico durante o processo de preparação metalográfica, não permitindo realizar as análises para esta condição.

O aumento na taxa de alimentação foi o fator mais importante para a maior eficiência no processo de deposição dos revestimentos ZRO-236. Em virtude da falha na deposição do revestimento com parâmetro 1 não foi possível estabelecer uma análise completa entre todos resultados obtidos.

Em relação à variação na porosidade, tem-se na Tabela 30 os valores medidos para esta liga.

Tabela 30 - Porosidade dos revestimentos depositados com ZRO-236.

Parâmetro	Taxa de alimentação (g/min)	Fluxo de arraste (l/min)	Porosidade
1	30	0,8	Não avaliado
2	50	0,8	33,03±6,44
3	30	1,6	33,73±1,32
4	50	1,6	46,92±5,80
5	40	1,2	33,08±4,00

A Figura 38 reúne os resultados de porosidade, sendo indicada uma tendência na redução de porosidade, no entanto é possível visualizar que há uma proporcionalidade entre as variáveis, mantendo valores muito próximos de porosidade tanto para a condição de maior fluxo de gás de arraste com menor taxa de alimentação como para o inverso, menor fluxo e maior taxa de alimentação.

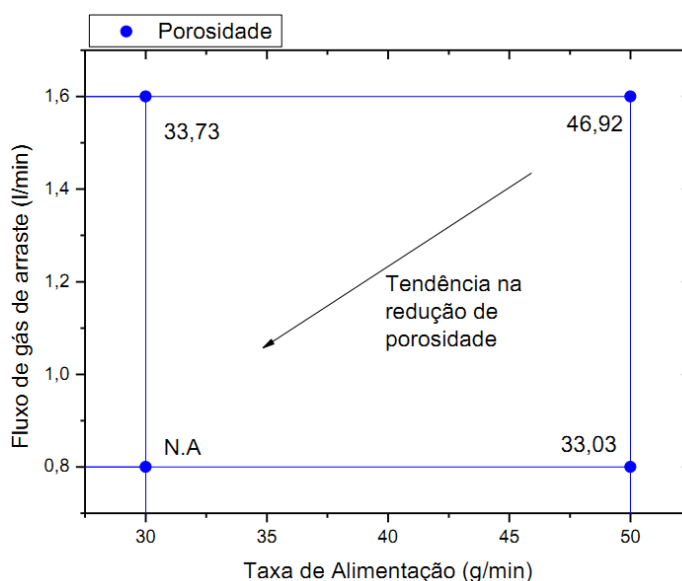


Figura 38 - Influência do fluxo de gás de arraste e taxa de alimentação na porosidade dos revestimentos ZRO-236

Conforme esperados os valores de microdureza vickers obtidos para os revestimentos ZRO-236, visualizados na Tabela 31, não apresentaram alterações representativas em seus resultados, com variações próximas à dispersão média obtida. As durezas observadas nos revestimentos depositados com ZRO-236 foram consideravelmente inferiores às obtidas nas amostras depositadas com 204C-NS e Al1075.

Tabela 31 - Análise estatística da microdureza Vickers dos revestimentos ZRO236.

Parâmetro	Taxa de alimentação (g/min)	Fluxo de arraste (l/min)	Microdureza Vickers (300gf)
1	30	0,8	Falhou
2	50	0,8	175,07±55,80
3	30	1,6	188,46±47,64
4	50	1,6	301,76±182,46
5	40	1,2	303,62±53,47

Na Figura 39 é possível visualizar a tendência de aumento da microdureza, sendo esta na condição de maior fluxo de gás de arraste com a maior taxa de alimentação. Este resultado não é o esperado, pois para estas variáveis tem-se a maior porosidade, o que tende a reduzir a microdureza.

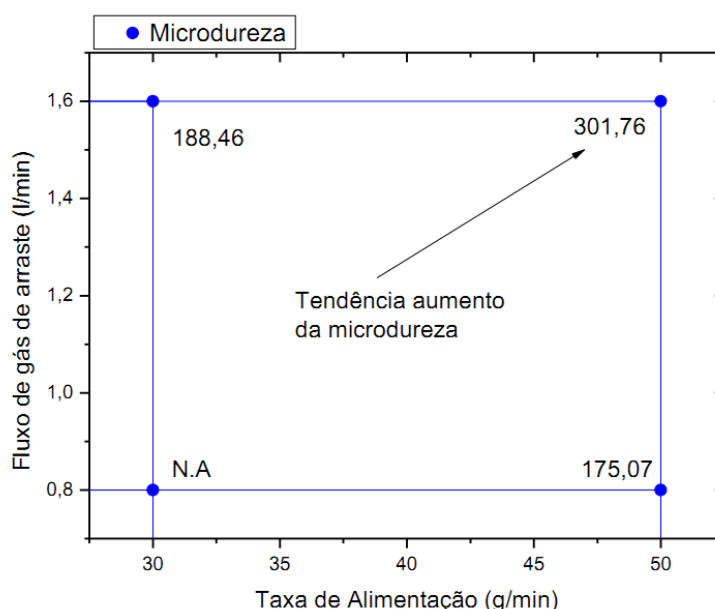


Figura 39 - Influência da taxa de alimentação e fluxo de gás de arraste na microdureza do revestimento ZRO-236.

2.2.7 Rugosidade e ensaios de aderência

Após a preparação superficial das amostras de aderência através de jateamento abrasivo e limpeza por ultrassom, de acordo com a Tabela 13 (página 57), foi feita a medição da rugosidade de cada corpo de prova. Os valores para cada amostra podem ser vistos na Tabela 32. A Figura 40 ilustra a diferença no nível de rugosidade para cada abrasivo utilizado. Nota-se que as superfícies jateadas com abrasivo de grão 36 mesh apresentam um valor médio de rugosidade pouco maior que o dobro daquele apresentado pelas amostras jateadas com grão 60 mesh. Esta diferença era esperada, uma vez que o abrasivo 36 mesh é consideravelmente mais grosseiro.

Tabela 32 - Rugosidade do substrato após jateamento abrasivo.

Amostra	Abrasivo	Ra1 (μm)	Ra2 (μm)	Ra Médio (μm)
1 B	60	3,41	3,46	3,44
2 B	60	3,62	3,59	3,61
3 B	60	3,39	3,32	3,36
4 B	36	6,25	8,61	7,43
5 B	36	6,96	7,43	7,20
6 B	36	6,44	6,32	6,38
7 B	60	3,71	3,81	3,76
8 B	60	3,23	3,44	3,34
9 B	60	3,72	3,78	3,75
10 B	36	6,96	6,86	6,91
11 B	36	7,16	8,21	7,69
12 B	36	6,20	6,93	6,57
13 B	60	4,10	4,94	4,52
14 B	60	3,14	3,14	3,14
15 B	60	3,26	3,45	3,36
16 B	36	6,23	7,31	6,77
17 B	36	8,05	7,87	7,96
18 B	36	7,25	8,79	8,02
19 B	60	3,85	3,33	3,59
20 B	60	4,24	3,51	3,88
21 B	60	3,25	3,67	3,46
22 B	36	7,88	7,60	7,74
23 B	36	7,07	7,19	7,13
24 B	36	8,90	7,85	8,38
25 B	36	6,96	7,65	7,31
26 B	36	9,18	9,49	9,34
27 B	36	8,96	8,42	8,69
Ra Médio 36 (μm)		7,57		
Ra Médio 60 (μm)		3,60		

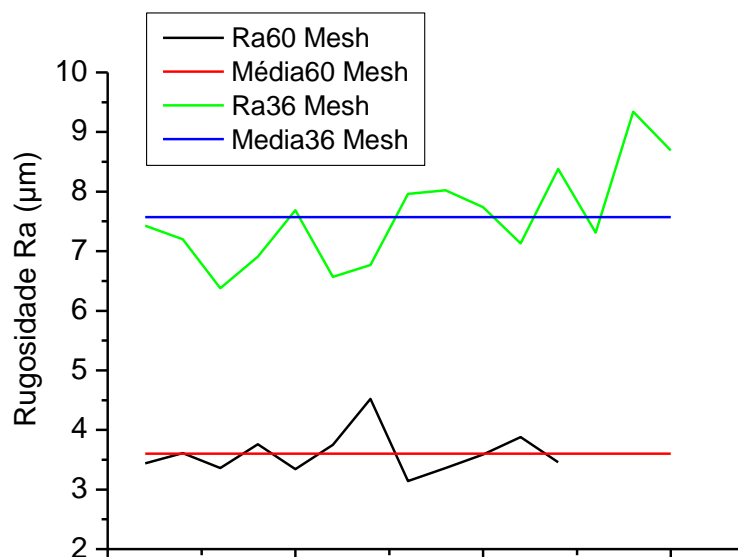


Figura 40 - Influência do tipo de abrasivo na rugosidade da superfície.

Após a deposição do *bond coat*, foi medida a rugosidade de algumas amostras, entre elas aquelas que não foram submetidas ao jateamento do *bond coat* (amostras 25B, 26B e 27B). O valor de Ra ficou em torno 8,3 μm . Fez-se então, novamente, o jateamento das amostras 1B à 24B, com os mesmos dois tipos de abrasivos utilizados para o substrato, porém de uma maneira mais rápida, para evitar danos ao revestimento. Em seguida foi medida a rugosidade mais uma vez, cujos valores estão expostos na Tabela 33.

Tabela 33 - Valores de rugosidade das amostras que sofreram jateamento do *bond coat*.

Amostra	Abrasivo	Ra (μm)
1 B	60	6,72
2 B	60	6,71
3 B	60	7,81
4 B	36	6,72
5 B	36	5,60
6 B	36	7,51
7 B	60	5,77
8 B	60	4,52
9 B	60	4,25
10 B	36	6,19
11 B	36	6,94
12 B	36	5,80
13 B	60	6,05
14 B	60	7,75
15 B	60	5,54
16 B	36	7,43
17 B	36	6,17
18 B	36	6,79
19 B	60	5,44
20 B	60	5,30
21 B	60	4,86
22 B	36	6,61
23 B	36	5,74
24 B	36	6,08
Ra Médio 36 (μm)		6,47
Ra Médio 60 (μm)		5,89

Pode-se observar que a média das rugosidades, para ambos os abrasivos, após o jateamento do *bond coat* ficou abaixo da média das medidas coletadas logo após a aspersão (que foi de $Ra=8,3 \mu\text{m}$). A Figura 41 apresenta o gráfico com os valores da rugosidade sobre o *bond coat* após jateamento. Isso se dá uma vez que

durante o jateamento as partículas se chocam contra a superfície quebrando os picos de rugosidade que se formaram com a deposição do revestimento, baixando assim o valor da rugosidade média Ra. Ainda assim, é possível perceber que o abrasivo mais grosseiro provoca uma rugosidade mais alta do que aquela obtida com o abrasivo mais fino. Para que a rugosidade do *bond coat* fosse aumentada, provavelmente seria necessário a utilização de um abrasivo ainda mais grosseiro que o 36 mesh. Porém, neste caso, correr-se-ia um risco ainda maior de danificar o revestimento.

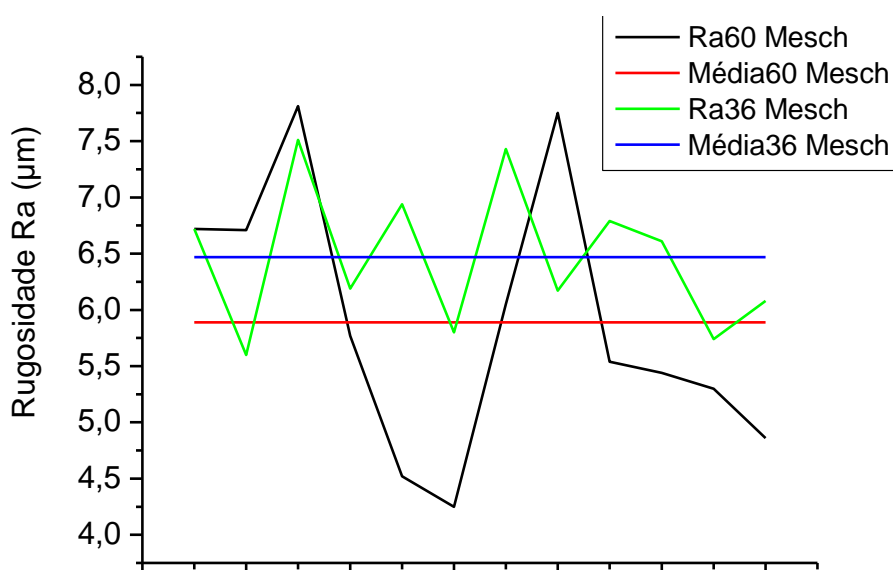


Figura 41 - Rugosidade sobre o *bond coat* após jateamento.

Essa faixa de rugosidade, com Ra em torno de 6 e 7 μm , está bastante presente em artigos relacionados a este trabalho. De acordo com Khan et al , 2003, a aderência dos revestimentos aumenta com a rugosidade até certo limite, cerca de 5 μm , após este valor, a aderência pode ser prejudicada devido às altas tensões residuais que se forma na superfície.

Durante a deposição da camada cerâmica, notou-se que, para as ligas Al-1075 e ZRO-236-1, o rendimento da deposição estava bastante baixo, diferentemente de quando foram feitas as amostras para caracterização, utilizando os mesmos parâmetros. O número de passes da pistola de aspersão foi aumentado de dois, como havia sido calculado após a medição de espessura das amostras caracterizadas, para sete.

Entretanto, pode-se perceber que a espessura não ficou como a esperada. Devido ao pouco tempo disponível pela empresa que realizou as deposições, não foi possível reaplicar tais revestimentos, obrigando que as amostras fossem ensaiadas com espessura da camada cerâmica abaixo do necessário. Provavelmente, o que causou esta falha na deposição foi alguma flutuação de algum parâmetro do equipamento de aspersão ou do sistema de alimentação de pó.

Após a etapa de deposições foi feita a colagem das amostras 1B à 5B com a cola HTK Ultrabond 100, que apresenta alta resistência à tração, chegando a valores próximos de 100 MPa, segundo o fabricante. Vale lembrar que tais amostras não tiveram o problema de baixa espessura do revestimento cerâmico.

Durante os ensaios de tração estas amostras romperam na cola com tensões chegando a 50 MPa. Estes valores se mostraram bastantes superiores ao esperado, que seria entre 20 e 30 MPa, com o rompimento ocorrendo na interface entre o bond coat e a cerâmica. Nesta situação, decidiu-se proceder com o corte transversal de algumas destas amostras para analisar uma possível influência da penetração da cola nos revestimentos, o que afetaria a aderência destes. Neste momento, foi interrompida a colagem do restante dos corpos de prova até que se obtivesse alguma conclusão sobre as primeiras amostras.

Foram cortadas e analisadas em microscópio ótico as amostras 3B e 5B. Nas Figura 42 e Figura 43, é possível perceber a presença da cola penetrada na porosidade do material cerâmico, mostrando que os resultados obtidos foram influenciados por ela.

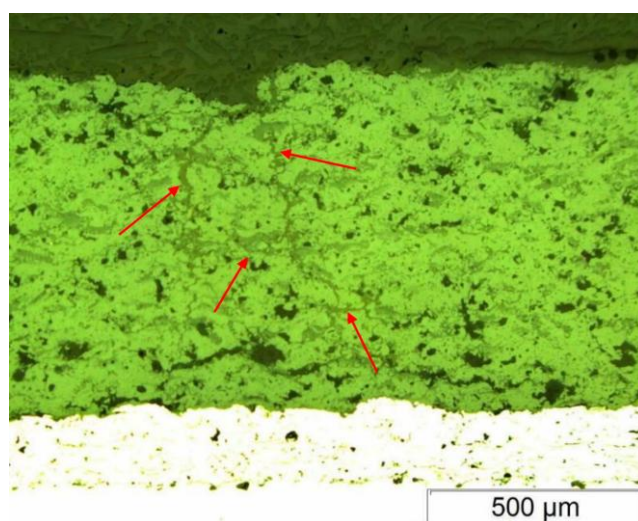


Figura 42 - Aspecto da amostra 3B. As setas em vermelho indicam a presença de cola no interior da camada cerâmica.

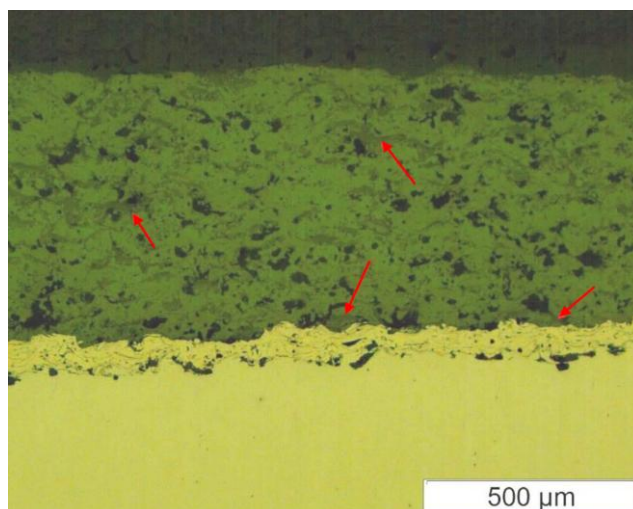


Figura 43 - Aspecto da amostra 5B. Nota-se também a presença de cola no material cerâmico.

Lima e Guilemany, no trabalho “Melhoria da aderência de revestimentos de barreira térmica com *bond coats* depositados por aspersão térmica HVOF” [52], executaram o mesmo tipo de ensaio de aderência, também com a cola HTK Ultrabond 100, chegando a valores de ruptura de até 52 MPa na interface do bond coat com o substrato, ou seja, sem romper a cerâmica. Tal valor indica que estes autores tiveram a mesma situação aqui apresentada.

Esta penetração da cola no revestimento se justifica pelo fato de que, durante a cura, efetuada a altas temperaturas, há a redução da viscosidade da cola, fazendo com que essa preencha com facilidade os poros do material cerâmico. A partir disso, optou-se pela utilização da cola cuja viscosidade fosse alta e a cura efetuada à temperatura ambiente. Como já haviam sido feitos ensaios com várias colas, ainda durante o planejamento das características das amostras, optou-se pela utilização da cola Araldite Profissional 24h. Este produto, apesar de apresentar resistência menor e relação a HTK Ultrabond 100, não apresentou o referido problema.

A Tabela 34 mostra os valores obtidos em todos os ensaios, assim como o local onde ocorreu a ruptura. Nota-se que, a partir da amostra 13B até a 27B, todos os rompimentos ocorreram entre as lamelas do *bond coat* ou na sua interface com o substrato. Estas mesmas amostras são aquelas que durante a deposição apresentaram a camada cerâmica com baixa espessura. Desta forma, mesmo utilizando uma cola com alta viscosidade, esta penetrou na fina camada cerâmica, atingindo o *bond coat*. Assim, o ensaio ocorreu de forma que apenas a aderência da

camada *bond coat* foi avaliada. A amostra 2B, que indica a tensão mais baixa, 1,34 MPa, teve esse valor devido a um erro de calibragem do equipamento de tração. Pode-se dizer que seu valor real foi semelhante ao da amostra 3B, comparando o tempo até a ruptura e a deformação registrada durante o ensaio. A Figura 44 mostra o estado dos corpos de prova após o rompimento.

Tabela 34 - Resultados dos ensaios de aderência.

Amostra	Cola	Ruptura (kN)	Ruptura (MPa)	Local da Ruptura
1 B	Ultra Bond 100	04,37	08,74	Cer/BC
2 B		00,67	01,34	Cola
3 B		25,24	50,48	Cola
4 B		24,87	49,74	Cola e inter-lamelar cer.
5 B		24,08	48,16	Cola
6 B	Araldite Pro.	02,31	04,62	Cer/BC
7 B		01,50	03,00	Cer/BC
8 B		01,94	03,88	Cer/BC
9 B		01,75	03,50	Cer/BC
10 B		01,80	03,60	Cer/BC
11 B		02,12	04,24	Cer/BC
12 B		02,38	04,76	Cer/BC
13 B		11,70	23,40	Inter-lamelar BC
14 B		11,97	23,94	Inter-lamelar BC
15 B		10,12	20,24	Inter-lamelar BC
16 B		11,69	23,38	Inter-lamelar BC
17 B		11,48	22,96	Inter-lamelar BC
18 B		11,20	22,40	Inter-lamelar BC
19 B		13,40	26,80	Cola e BC/Sub.
20 B		13,39	26,78	BC/Sub.
21 B		11,55	23,10	Cola e BC/Sub.
22 B		12,84	25,68	Cola e BC/Sub.
23 B		16,85	33,70	Cola e BC/Sub.
24 B		12,02	24,04	Cola e BC/Sub.
25 B		12,85	25,70	BC/Sub.
26 B		14,36	28,72	BC/Sub.
27 B		14,83	29,66	BC/Sub.

Área revestida submetida ao ensaio de aderência: 0,0005 m².

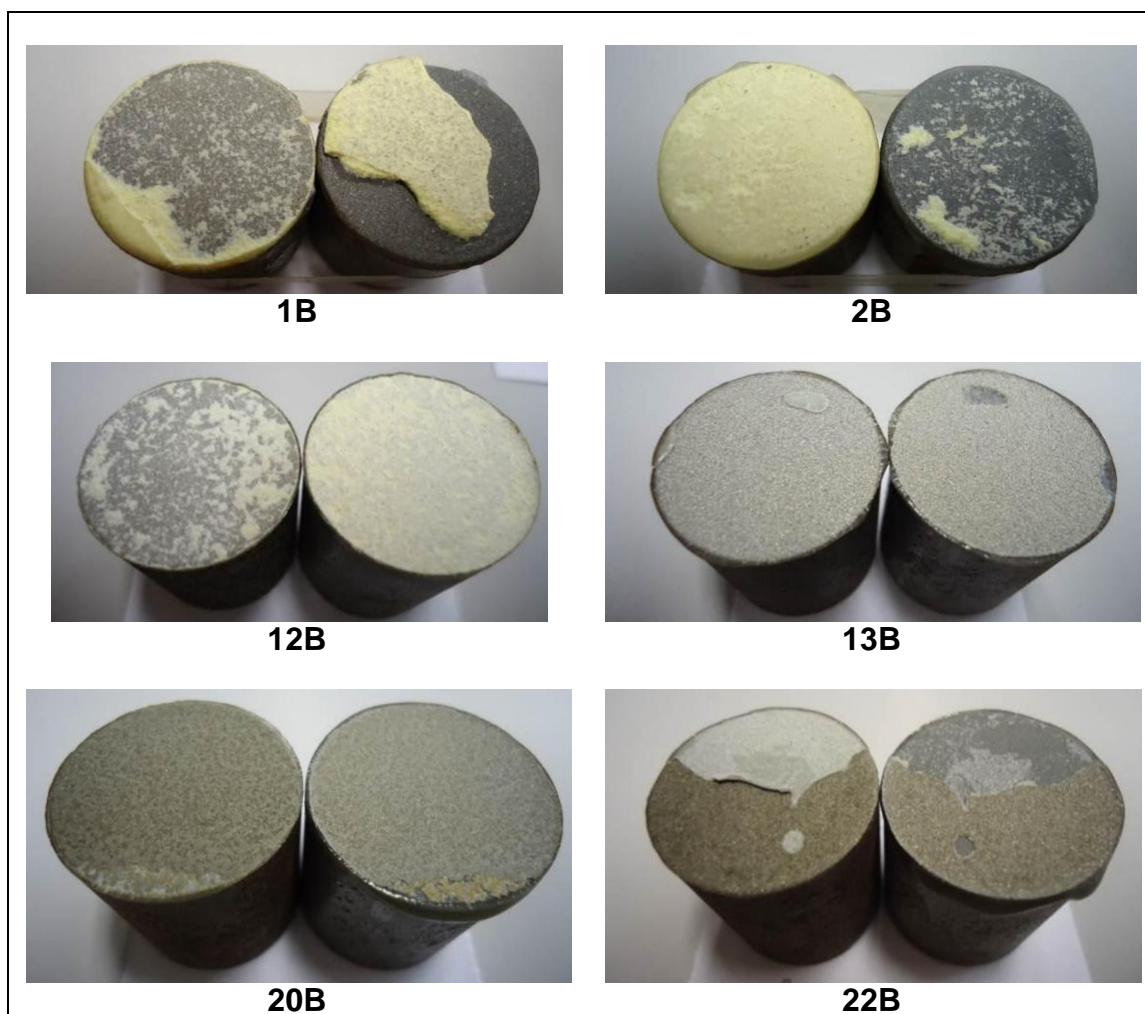


Figura 44 - Aspecto das amostras após o ensaio de aderência.

Como pôde ser visto na Tabela 34, desconsiderando as cinco primeiras amostras, que tiveram o resultado afetado pela cola, aqueles corpos de prova que apresentaram a camada cerâmica mais espessa (liga 204NS) tiveram um resultado muito abaixo do esperado (que é de 20 a 30 MPa). Provavelmente, o principal motivo destes resultados está no conjunto de parâmetros escolhido. No momento da deposição dos corpos de prova de aderência, ainda não havia um resultado completo da caracterização das amostras anteriormente revestidas. Desta forma, os parâmetros utilizados para os ensaios de aderência não foram aqueles otimizados.

Analisando agora os corpos de prova que romperam no *bond coat*, percebe-se que as amostras 13B à 18B, todas apresentaram ruptura entre as lamelas do *bond coat*. Todas elas utilizaram a liga 365-2, depositada por plasma, variando apenas o abrasivo do jateamento. A média das tensões de ruptura foram 22,53 MPa e 22,91 MPa, para as amostras jateadas com abrasivo 60 mesh e 36

mesh, respectivamente. Essa semelhança dos valores indica que a falha se deu devido aos parâmetros de processo e não por causa da preparação superficial.

As amostras 19B à 24B, cuja liga do *bond coat* foi a Ni-343, romperam na cola e na interface substrato/*bond coat*. A média das tensões para aquelas jateadas com abrasivo 60 mesh e 36 mesh foram 25,56 MPa e 27,81 MPa, respectivamente. Apesar da estreita diferença, nota-se que aquelas que apresentaram maior rugosidade do substrato tiveram maior aderência. Entretanto, estes valores de tensão também estão abaixo do esperado, que seria próximo de 30 MPa. O motivo pode ser a utilização dos parâmetros ainda não otimizados.

As amostras 25B, 26B e 27B (liga 4008NS), foram as que apresentaram maior aderência, com média de 28,03 MPa, rompendo na interface com o substrato. Todas tiveram o metal de base jateado com abrasivo 36 mesh.

2.2.8 Desempenho a elevada temperatura

Esta etapa teve como objetivo conhecer o comportamento dos revestimentos em elevada temperatura em relação à oxidação e ao número de ciclos suportados pelos TBCs aqui preparados.

Todo o processo de ensaio foi monitorado e registrado através do sistema de aquisição de dados do acionamento/controle do forno. A Figura 45 mostra parcialmente a tela do software de aquisição de dados, apresentando o comportamento da temperatura em função do tempo de ensaio, em azul, a programação definida (*Set Point*), em vermelho (canal1) a leitura feita pelo termopar localizado próximo às resistências de aquecimento e, em verde (canal2), o termopar localizado junto à superfície de uma das amostras ensaiada.

Essa oscilação observada para o 'canal2' (linha em verde) é resultado do procedimento de ensaio de ciclagem térmica, o qual prevê a retirada da amostra periodicamente, expondo-a em temperatura ambiente por um determinado tempo. Então tem-se que os picos em verde significam o momento em que a amostra começava a entrar em equilíbrio térmico dentro do forno, já os vales são referentes ao tempo que a amostra ficou exposta a temperatura ambiente.

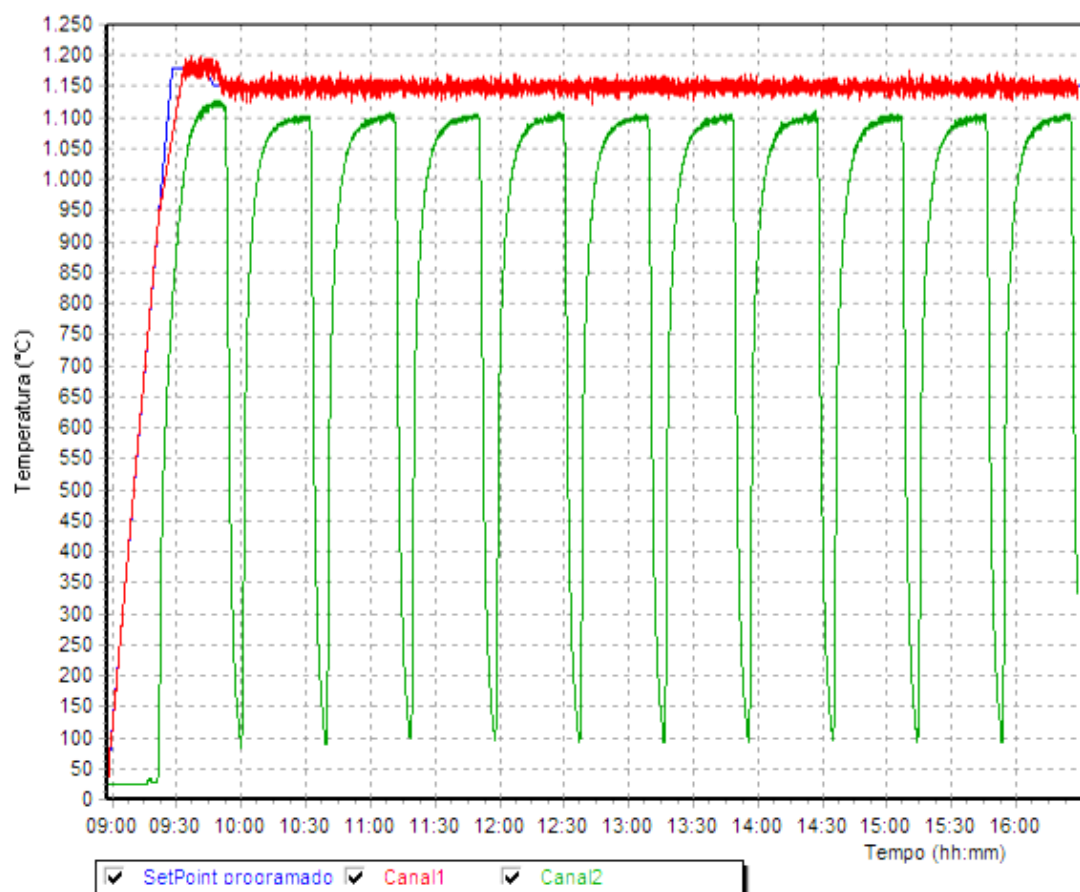


Figura 45 - Comportamento da temperatura nos testes de ciclagem térmica.

A Figura 46 mostra o momento em que o porta amostra retira do forno as amostras para o tempo de resfriamento.

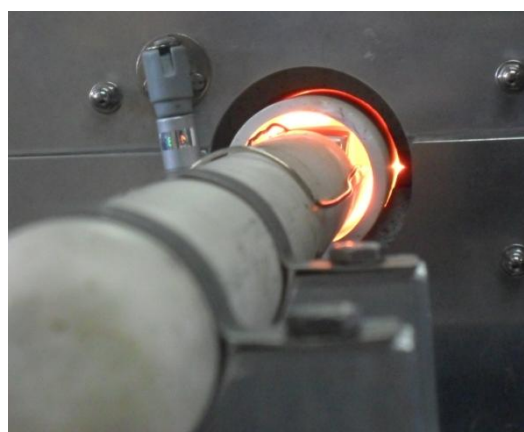


Figura 46 - Amostras saindo do forno para tempo de resfriamento.

A Figura 47 mostra as amostras durante o resfriamento.

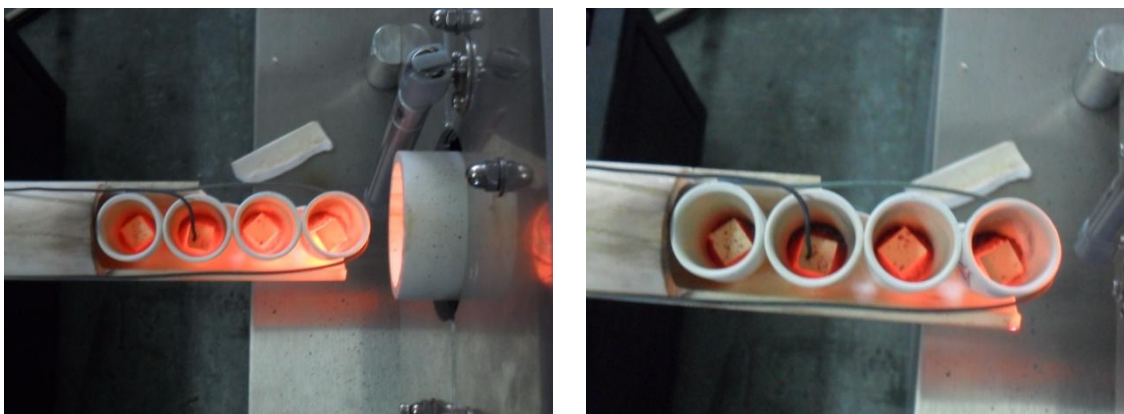


Figura 47 - Amostras sendo resfriadas à temperatura ambiente.


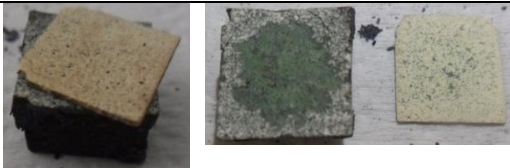
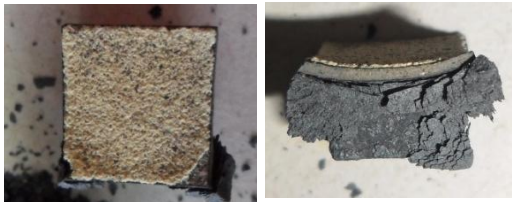
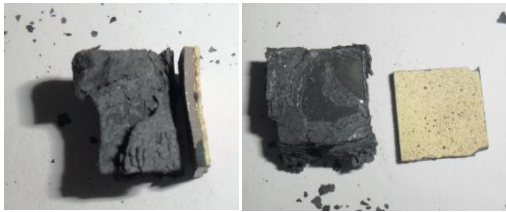
A Figura 48 representa as amostras resfriadas em 5 minutos em temperatura ambiente, no momento em que o porta amostras as conduz novamente ao interior do forno.



Figura 48 - Amostras voltando para o forno.

A Tabela 35 apresenta os resultados obtidos com a ciclagem térmica em relação ao número de ciclos e a falha por deslocamento dos revestimentos.

Tabela 35 - Resultado em função do número de ciclos térmicos.

Amostra	Número de ciclos	Deslocamento	Documentação fotográfica
13	78	<i>bond coat/top coat</i>	
14	37	<i>bond coat/top coat</i>	
17	79	Não ocorreu	
19	44	<i>substrato/bond coat</i>	

Para Koolloos e Houben, 2000 [51], os revestimentos TBC com 0,3 mm de espessura, depositados sobre substrato feito de uma liga de níquel (Hastelloy X) de dimensões 125 x 30 x 3,2 mm, testados em forno conforme metodologia já citada no item referente a metodologia para os ensaios de desempenho em elevada temperatura (página 58), resistiram a uma media de 300 ciclos, sendo considerado como falha 10% de deslocamento, no entanto alguns dos corpos de prova falharam devido severa degradação do substrato.

Já para Schulz et al, 2008 [50], os revestimentos depositados por APS, sobre substratos a base de níquel de geometria cilíndrica com 6 mm de diâmetro, especificamente preparados de duas ligas, uma liga policristalina IN 100 e outra liga monocristalina CMSX-4, resistiram aos ciclos térmicos em forno entre 100 e 300 ciclos, sem relatar problemas de degradação do substrato.

Tendo em vista as macroscopias apresentadas na Tabela 35, o corpo de prova de número 17 apresenta um comportamento onde se observa uma elevada aderência dos revestimentos, mesmo após ter apresentado uma visível deformação do substrato e do *bond coat* e *top coat*, sugerindo que nestas condições de deposição, a ciclagem térmica deteriorou o substrato e preservou o revestimento ainda aderido ao substrato deformado.

O deslocamento precoce do *top coat* no corpo de prova 14 é atribuído à oxidação de ambos os revestimentos, *bond coat* e *top coat*, somado à deformação do corpo de prova que induz tensões cisalhantes interface *bond coat/top coat*.

2.3 CONCLUSÕES E COMENTARIOS DA PRIMEIRA ETAPA

É visto que a variação de parâmetros exerce uma clara influência sobre as propriedades dos revestimentos, tanto metálicos como cerâmicos, sendo com esta etapa possível identificar qual conjunto de parâmetros tende a produzir revestimentos com as propriedades próximas das esperadas para este tipo de aplicação, ou seja, em revestimentos do tipo TBC.

Nas seguintes subseções têm-se as conclusões referentes a cada liga estudada, bem como o conjunto de parâmetros considerado produzir melhores propriedades para cada liga.

2.3.1 Revestimentos das ligas para *bond coat*

Para a liga Ni-343 (Ni22%Cr10%Al1%Y) observou-se que um aumento na pressão de gás de arraste associado a uma maior taxa de alimentação foram os fatores mais importantes na redução da porosidade destes revestimentos. Para a fração de óxidos o fator mais importante foi a taxa de alimentação de pó, com redução na fração com o aumento na taxa de alimentação. A distância de deposição, para a faixa de valores adotada, foi o fator de menor influência.

Em relação à microdureza observou-se que um aumento na pressão de gás de arraste, menor taxa de alimentação e menor distância de deposição elevaram a microdureza do revestimento, provavelmente foi o aumento na temperatura de

partícula no momento do impacto responsável pela melhor aderência, pois as amostras com maior valor de dureza apresentaram menores frações de óxidos.

Para o revestimento Ni-343 conclui-se que a melhora na deposição e nas propriedades, em relação aos parâmetros avaliados do fabricante, será alcançada com a diminuição na distância de deposição para 150 mm, aumento na taxa de alimentação do pó para 40 g/min e com a pressão do gás de arraste em 150 psi.

Em relação às amostras depositadas com a liga 4008NS (Ni5%Al) observa-se que dos parâmetros analisados o mais influente para a porosidade foi à taxa de alimentação, com uma diminuição na porosidade para o maior nível. Enquanto que para a fração em área de óxidos foi a distância, com redução na fração em área de óxidos com a menor distância.

Com relação à microdureza observa-se que tanto a redução na taxa de alimentação, quanto a diminuição na distância levaram a um aumento de microdureza, indicando uma melhor aderência entre lamelas, devido ao fato de que a aderência interlamelar é definida pela interação entre as lamelas, fator este é influente na microdureza, portanto para maior microdureza tem-se uma maior aderência interlamelar. Sendo assim deve-se levar em consideração uma relação entre as propriedades mais importantes, redução na fração de óxidos e melhor aderência para a seleção do parâmetro otimizado.

Para o revestimento 4008NS conclui-se que uma melhora na deposição e propriedades, em relação aos parâmetros avaliados do fabricante, será alcançada com a diminuição na distância de deposição para 150 mm e aumento na taxa de alimentação do pó para 40 g/min.

Pode-se concluir com relação às amostras depositadas com a liga depositada por APS A365-2 (Ni23%Co17%Cr12,5%Al0,45%Y) que a diminuição da corrente e consequentemente da potência, associado a uma maior taxa de alimentação levou a uma diminuição na fração em área de óxidos, o que pode indicar uma melhora significativa na aderência do revestimento. No entanto, a microdureza foi elevada com os valores maiores de corrente, mas mesmo os resultados mais baixos de microdureza, com menor corrente, são maiores do que as durezas observados para as outras ligas.

Tem-se então para o revestimento A365-2 que a melhora na deposição e propriedades será alcançada com a diminuição no valor da corrente para 440 A e aumento na taxa de alimentação do pó para 70 g/min.

De maneira geral observou-se em todas as amostras avaliadas uma dispersão, para o mesmo parâmetro, nas medições de espessuras dos revestimentos depositados, tanto pelo processo de HVOF com por APS utilizando robô, sendo este um comportamento esperado em revestimento depositados por aspersão térmica.

2.3.2 Revestimentos das ligas cerâmicas

Em relação às amostras depositadas com o revestimento cerâmico 204C-NS (ZrO_2 8% Y_2O_3) observa-se que o aumento da corrente e o aumento na taxa de alimentação reduzem a porosidade do revestimento devido a um maior aquecimento das partículas e consequentemente uma maior densificação da camada depositada. O aumento da corrente foi um fator significativo para o aumento na dureza dos revestimentos cerâmicos 204C-NS, indicando uma provável melhora na aderência entre lamelas.

Para o revestimento 204C-NS conclui-se que uma melhora na deposição e propriedades, em relação aos parâmetros avaliados do fabricante, será alcançada com o aumento no valor da corrente para 800 A e aumento na taxa de alimentação para valores próximos a 50 g/min.

Em relação às amostras depositadas com o revestimento cerâmico Al-1075 observa-se que dos parâmetros analisados, distância de deposição e corrente, o mais influente na porosidade foi a distância de deposição, promovendo uma redução na porosidade com a diminuição na distância, porem os valores variam muito pouco entre si. Também constatou-se um aumento na dureza dos revestimentos obtidos com a diminuição na porosidade dos revestimentos.

Para o revestimento Al-1075 conclui-se que uma melhora na deposição e propriedades, em relação aos parâmetros avaliados do fabricante, será alcançada com o aumento no valor da corrente para 800 A e manutenção na distância de deposição de 100 mm.

Para o revestimento ZRO-236 observou-se que as alterações nos parâmetros de deposição, taxa de deposição e fluxo de gás de arraste promoveram alterações significativas em sua porosidade. A diminuição da porosidade tende a ser obtida com menores valores de fluxo de gás de arraste e de taxa de alimentação do pó, porém a variação ficou muito próxima da margem de erro das medições realizadas,

já a microdureza neste revestimento tende a ser maior com os maiores valores de fluxo de gás de arraste e de taxa de alimentação do pó. Essa contradição poderia ser esclarecida com os resultados do revestimento obtido com o parâmetro 1, o qual não pode ser analisado por ter falhado (por deslocamento) durante a preparação metalográfica.

Portanto, tem-se uma tendência na melhora na deposição e propriedades do revestimento ZRO-236, em relação aos parâmetros avaliados do fabricante, com a diminuição na taxa de alimentação para valores próximos a 30 g/min e o menor fluxo de gás de arraste.

De maneira geral observou-se em todas as amostras avaliadas uma dispersão, para o mesmo parâmetro, nas medições de espessuras dos revestimentos depositados com APS utilizando robô, sendo este um comportamento esperado em revestimentos depositados por aspersão térmica.

2.3.3 Ensaio de aderência

Quanto a influência da rugosidade do metal de base na aderência do *bond coat*, pode-se dizer que as superfícies que apresentaram maiores níveis de rugosidade também apresentaram maior aderência. Assim, conclui-se que o jateamento abrasivo com óxido de alumínio de granulação 36 mesh é mais eficaz.

Em relação à influência do jateamento do *bond coat* na aderência da camada cerâmica, não foi possível tirar conclusão com convicção, devido pequena espessura da camada cerâmica em algumas amostras. Entretanto, fica claro que o jateamento reduziu a rugosidade das superfícies aspergidas, deixando-a apenas pouco superior nas amostras jateadas com óxido 36 mesh, em relação às aquelas jateadas com 60 mesh. Essa mesma discreta superioridade pode ser observada nas tensões de ruptura daquelas amostras depositadas com a liga 204NS (com espessura maior), indicando que, neste caso, uma rugosidade maior também implica em maior aderência. Assim, pode-se dizer que o jateamento do *bond coat* é desnecessário, uma vez que ele tende a reduzir a rugosidade e ainda há o risco de gerar partículas incrustadas no revestimento.

2.3.4 Desempenho a elevada temperatura

Tendo em vista os resultados apresentados comparados com os encontrados na literatura, conclui-se que, de uma maneira geral, são resultados promissores, mostrando que mesmo em condições extremas de ensaio (degradação e deformação do substrato) há resultados bons, sendo visto os revestimentos resistirem a aproximadamente 80 ciclos térmicos (corpo de prova 13 e 17). Porém, os resultados encontrados, para os outros casos, são mascarados pela degradação e deformação excessiva do substrato, o qual apresenta dilatação elevada, gerando dessa forma forças trativas nos revestimentos, antecipando a falha.

É importante salientar que as palhetas de turbina são resfriadas, limitando com isso a atuação das tensões trativas nos revestimentos, não participando de forma tão significativa na degradação dos revestimentos. E ainda, o revestimento abrange toda a área exposta aos gases quentes, o que impede o efeito de oxidação do substrato.

3 **CAPITULO III – SEGUNDA ETAPA: Aplicações otimizadas e testes de desempenho a elevada temperatura**

Este capítulo apresenta a etapa de avaliação do comportamento dos revestimentos em elevada temperatura, depositado por aspersão térmica com os melhores resultados, ou seja, com os parâmetros otimizado conforme estudo de variação de parâmetros apresentados na primeira etapa (Capítulo II).

Os revestimentos TBCs produzidos foram submetidos a um teste de oxidação isotérmica, onde em um forno sem atmosfera controlada, permaneceram em elevada temperatura durante tempos determinados. Foram analisados pela variação de massa e evolução microestrutura.

O objetivo desta etapa é caracterizar o comportamento de cada liga nas condições testadas, permitindo inferir qual delas, tanto para *bond coat* como para *top coat*, apresentam o melhor desempenho referente as suas respectivas funções específicas no conjunto TBC.

3.1 **MATERIAIS E MÉTODOS**

3.1.1 Materiais

Para produzir os TBCs utilizando as ligas metálicas e cerâmicas estudadas na primeira etapa, foram aplicados os parâmetros definidos como otimizados. Como sendo um processo automatizado, foi assumido como verdade a repetibilidade das características.

A Tabela 36 reúne as ligas utilizadas, bem como o processo de aspersão térmica, parâmetro utilizado com referencia a sua tabela de origem, e ainda a nomenclatura adotada para as identificações nos experimentos.

O substrato foi confeccionado a partir de uma barra cilíndrica, diâmetro 25,4 mm, de aço inox ABNT 304 e a preparação da superfície foi a mesma descrita para os CPs de caracterização da primeira etapa, sendo o jateamento abrasivo com

granulométrica 36 mesh, conforme visto nos resultados de aderência proporciona melhor aderência.

Tabela 36 - Ligas, processos e parâmetros utilizados na preparação dos CPs para teste desempenho em elevada temperatura.

	Liga	Composição (peso em %)	Processo	Parâmetro deposição	Tabela de ref. (cap. II)
BC1	Ni-343	67%Ni22%Cr10%Al1%Y	HVOF	7	Tabela 8
BC2	Amdry 365-2	47%Ni23%Co17%Cr12,5%Al 0,5%Y	APS	3	Tabela 6
BC3	Diamalloy 4008 NS	95%Ni5%Al	HVOF	3	Tabela 7
TC1	204C-NS	92%ZrO ₂ 8%Y ₂ O ₃	APS	4	Tabela 9
TC2	ZRO 236-1	93%ZrO ₂ 7%Y ₂ O ₃	APS	1	Tabela 11

3.1.2 Definição da geometria de CP e deposições automatizadas

Devido aos problemas de degradação do substrato nos ensaios de ciclagem térmica, apresentados na primeira etapa, foi previsto que um corpo de prova onde se tivesse todas as faces não revestidas (isoladas) minimizaria os efeitos de oxidação em elevada temperatura no substrato, que para o aço inox ABNT 304 se mostraram de grande impacto, impossibilitando o ensaio com estas faces expostas.

A opção mais viável de revestimento para isolação do substrato da atmosfera oxidante em elevada temperatura foram os próprios revestimentos em estudo, os quais, de fato, tem exatamente essa função, proteção à oxidação em elevada temperatura. No entanto, a geometria do CP se torna um obstáculo quando se pretende revestir todas as faces, pois sempre é necessário um ponto de apoio para fixação do CP enquanto o revestimento é deposição.

Tendo em vista minimizar o tempo de deposição e simplificar a trajetória das pistolas de aspersão, foi desenvolvido um CP com geometria cilíndrica, para deposições com auxílio de uma máquina similar a um torno mecânico, acoplado com um sistema de deslocamento horizontal automatizado com suporte para a pistola de aspersão. Esta forma de deposição é uma prática comum em processos de aspersão térmica e comumente aplicada pela empresa que realizou as deposições, a qual foi apresentada nas deposições do capítulo 2. Consiste basicamente em

manter o CP cilíndrico em rotação, com uma extremidade fixada na placa do torno e a outra extremidade apoiada pela contra-ponta do cabeçote móvel, enquanto a pistola de aspersão, fixada em um suporte, se desloca sobre um trilho posicionado paralelamente a uma determinada distância do barramento do torno. O controle de velocidade do deslocamento da pistola é feito através de um motor elétrico controlado por um inversor de frequência e dois fins de curso limitam a trajetória pelo trilho.

Para que as ligas fossem depositadas revestindo a maior área possível do substrato, foi proposto uma geometria cilíndrica com as extremidades cônicas e acabamento arredondado com pequenos furos nas pontas, por onde duas contra-pontas garantiriam a fixação da amostra. Essa geometria foi validada por testes de deposição realizados no Laboratório de Aspersão Térmica da Universidade Federal do Paraná, LABATS. As Figura 49 e Figura 50 mostram os desenhos do CP utilizado.

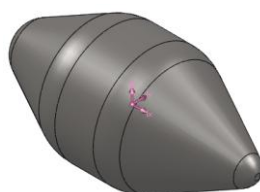


Figura 49 - Desenho apresentando a geometria aparente do CP.

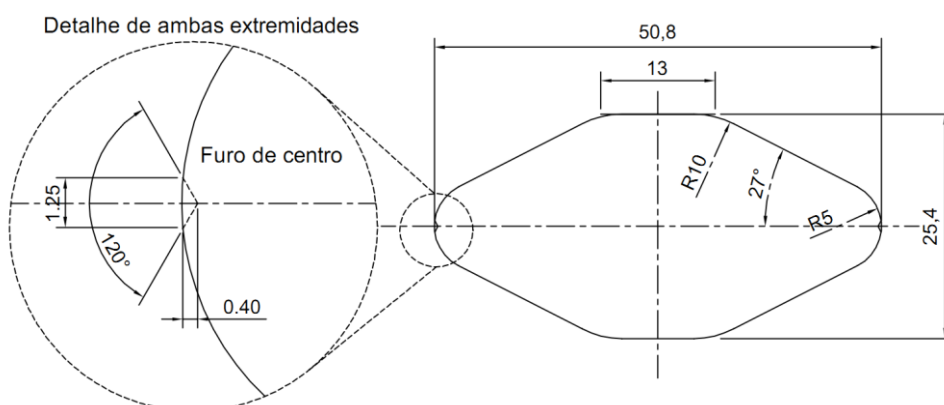


Figura 50 - Desenho apresentando as dimensões do CP, dimensões em milímetros (mm).

Nesta geometria, a área de interesse para o estudo da seção transversal é a de maior diâmetro, no centro do CP em relação ao comprimento longitudinal, onde a oxidação ocorre pelas bordas (pontos de apoio durante a deposição) terá efeito reduzido.

Para garantir a qualidade na produção destes CPs, a usinagem foi feita em um torno CNC, o serviço de usinagem foi realizado em parceria com o Laboratório de Usinagem da UFPR, LABUSIG.

Para definir o número de passes e garantir a espessura dos revestimentos, foram feitos testes para cada liga, tanto as metálicas quanto as cerâmicas, onde foi possível definir o número de passes necessário para atingir a espessura desejada, para tanto foram utilizados CPs auxiliares, de geometria cilíndrica simples, diâmetro 25,4 mm e comprimento 40 mm, com furos de centro nas extremidades para fixação entre as contra-pontas, igualmente aos CPs apresentado anteriormente.

3.1.3 Planejamento experimental

Com o objetivo de estudar os efeitos da elevada temperatura nos revestimentos TBC produzidos por aspersão térmica, foi definido um planejamento contendo especificamente três (3) TBCs, onde se pode avaliar a morfologia e o produto da oxidação de três revestimentos metálicos (*bond coat*) sob dois revestimentos cerâmicos (*top coat*).

A metodologia empregada para o estudo do desempenho em elevada temperatura dos revestimentos otimizados foi o ensaio de exposição isotérmica em elevada temperatura, que se deu da seguinte forma: exposição a 1150 °C durante dois tempos, 4 horas e 16 horas, para cada TBC.

A Tabela 37 reúne as informações referentes ao planejamento experimental adotado, mostra as combinações de revestimentos de *bond coat/top coat* (BC/TC) e também apresenta as condições de ensaio que cada amostra foi submetida.

Tabela 37 - Planejamento do ensaio de desempenho em elevada temperatura.

Corpo de prova		Revestimento Metálico	Revestimento Cerâmico	Condição de ensaio	
				Tempo (h)	Temp. (°C)
TBC 01	2.1	BC1	TC1	16	1150
	2.2			4	
TBC 02	9.2	BC2	TC2	4	
	9.3			16	
TBC 03	4.1	BC3	TC2	16	
	4.2			4	

Este planejamento permitirá analisar os revestimentos de uma forma isolada e também o TBC como um todo, ou seja, o conjunto de revestimentos, metálico e cerâmico, simultaneamente, permitindo estudar a influência que cada camada de ligação (*bond coat*) exercer sob o revestimento cerâmico, bem como a formação da camada de TGO e sua variação de espessura em função do tempo.

3.1.4 Caracterização e análise

O processo de preparação metalográfica ocorreu da mesma forma a apresentada no Capítulo II, porém as imagens de microscopia ótica foram realizadas no Laboratório de Materiais da UFPR, LAMATS, onde foi utilizado um microscópio ótico da marca Olympus modelo BX51. Já as análises por MEV e EDS foram realizadas em parceria com Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV da LACTEC.

As avaliações dos resultados destes ensaios foram realizadas através das seguintes técnicas de análise: variação de massa por unidade de área ($\Delta g/A$); microscopia ótica (MO); microscopia eletrônica de varredura (MEV); espectrometria de energia dispersiva (EDS).

A análise da variação de massa por unidade de área permite quantificar o ganho de massa ocasionado pela oxidação dos revestimentos em relação à área revestida, proporcionando uma análise comparativa entre os TBCs em relação à velocidade e a capacidade dos revestimentos produzirem um filme de óxido estável e resistente em elevada temperatura, ou seja, a capacidade de criar uma barreira eficiente à oxidação em decorrência do tempo. Para tais análises foram realizadas medições de massa, antes e após o ensaio, em uma balança de precisão da marca Mettler Toledo modelo AL204. O forno utilizado foi o mesmo descrito para o ensaio de ciclagem térmica da primeira etapa.

As análises por microscopia, ótica (MO) e eletrônica (MEV), permitem verificar transformações na morfologia dos revestimentos aspergidos (comparativamente o tamanho de panquecas, poros, óxidos e vazios), visualizar o produto da oxidação formado pela exposição em elevada temperatura, e ainda, com o auxílio do EDS, identificar e quantificar os elementos presentes em cada uma dessas regiões específicas dos revestimentos.

3.2 RESULTADOS DA SEGUNDA ETAPA

A apresentação dos resultados se dará primeiramente pela análise de variação de massa, posteriormente pela apresentação dos TBCs separados pelo número de horas que cada CP permaneceu em elevada temperatura.

3.2.1 Oxidação por análise de variação de massa

A variação de massa permite avaliar quantitativamente a oxidação dos revestimentos em elevada temperatura, sendo que para a maior variação de massa tem-se o pior resultado, pois quanto menor for a quantidade de oxigênio agregado ao revestimento, ou seja, menos oxigênio reagindo com os elementos de liga, significa que mais estável é o filme de óxido produzido, consequentemente menor é a variação de massa. Entende-se por filme de óxido estável a formação de uma camada homogênea e resistente a continuar oxidando, sendo formada no menor tempo possível, onde para os TBCs, quando em elevada temperatura, se espera a formação de um filme de óxido de alumínio localizado sobre o *bond coat*, ou seja, a formação do TGO.

A Tabela 38 apresenta os resultados referentes à variação de massa dos CPs e também o valor percentual que o aumento de massa representa para cada condição.

Tabela 38 - Avaliação da variação de massa por unidade de área e percentual do aumento de massa.

Corpo de Prova		<i>bond coat</i>	<i>top coat</i>	Tempo (h)	$\Delta m/A$ (mg/cm ²)	Aumento de massa (%)
TBC 01	2.2	BC1	TC1	4	1,0223	0,0246
	2.1			16	1,1467	0,0252
TBC 02	9.2	BC2	TC2	4	2,1657	0,0531
	9.3			16	4,4759	0,1105
TBC 03	4.2	BC3	TC2	4	5,6664	0,1223
	4.1			16	7,3848	0,1620

Considerando os revestimentos cerâmicos apresentarem variação de massa por oxidação muito pequena e tão pouco mensurável na precisão do equipamento de medição utilizado (0,0001 g), assume-se que o efeito do ganho de massa por oxidação atinge somente os revestimentos metálicos (*bond coat*), sendo atribuído a eles o efeito de ganho de massa. A Figura 51 apresenta os dados da Tabela 38 em um gráfico, permitindo uma comparação visual entre os tratamentos.

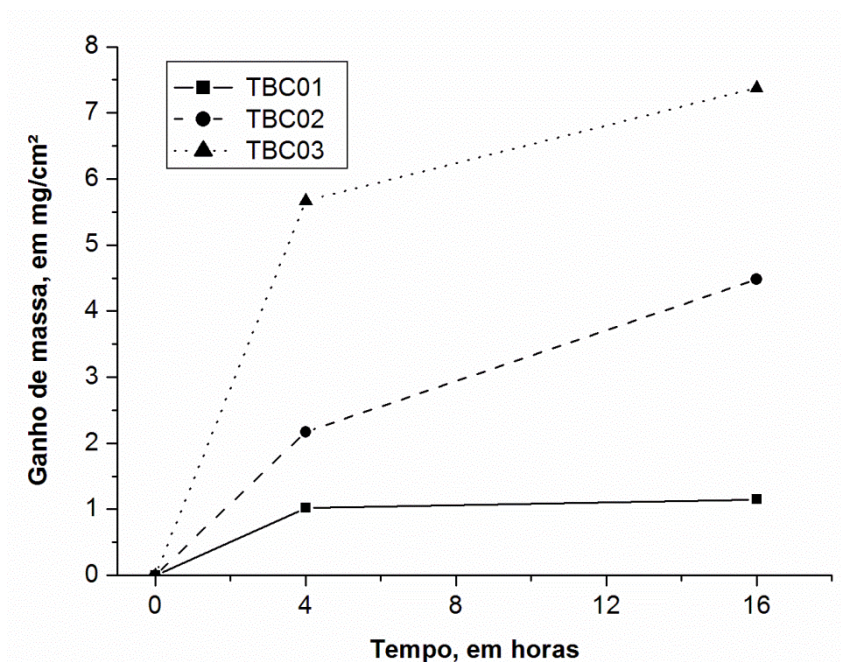


Figura 51 - Ganho de massa por unidade de área (mg/cm²) em relação ao tempo de ensaio a 1150 °C.

A Figura 51 nos permite verificar o comportamento esperado de oxidação para os revestimentos, onde no decorrer do tempo o ganho de massa diminui, sendo reflexo da formação de um filme óxido protetor, o qual isola o *bond coat*, e junto a ele o substrato, do meio oxidante.

É visto que os resultados para TBC 03, com *bond coat* da liga 4008 NS (95%Ni5%Al), mostram maior ganho de massa em relação aos outros revestimentos, sendo de 0,16% em relação a massa inicial para o maior tempo. Este comportamento é relacionado à menor quantidade de alumínio na liga (5% comparado com 10% e 12,5% das outras ligas). O alumínio é responsável por formar um filme de óxido homogêneo e resistente em elevada temperatura (TGO), o qual demora a acontecer devido à pequena quantidade deste elemento nesta liga. No intervalo de tempo em que não se forma o filme de óxido de alumínio, o níquel

fica exposto à atmosfera oxidante, formando óxidos frágeis e não homogêneos, permitindo que a reação de oxidação continue e com isso aumentando sua massa.

Posteriormente nas microscopias dos CPs do TBC 03, é visto a formação incompleta do TGO para as primeiras 4 horas, e em 16 horas é visto a formação do TGO, sendo evidenciado pelas análises de EDS a maior presença de alumínio no filme que está a se formar. Também é visto a formação e crescimento excessivo desses óxidos de níquel, os quais causaram o deslocamento do *top coat*.

Para o TBC 01, preparado a partir da liga Ni-343 (Ni22%Cr10%Al1%Y), tem-se o melhor comportamento em relação à oxidação em elevada temperatura, com os menores valores de ganho de massa, com aumento de 0,02% em relação à massa inicial, sendo evidente o alcance da estabilidade de oxidação em menor tempo. Este comportamento, para uma liga muito similar, é visto no trabalho realizado por Yuan, et al, 2008 [38], onde foi depositado por HVOF um *bond coat* com a liga NiCrAlY (Ni26%Cr6%Al0,7%Y) e um *top coat* depositado por DS (D-GunTM) com a liga YSZ (ZrO₂7%Y₂O₃), e realizado o ensaio de oxidação isotérmica em um equipamento de análise termogravimétrica (TGA), para a temperatura de 1100 °C foi registrado um valor de ganho de massa aproximadamente para 4h de 1,2 mg/cm² e para 16h de 1,6 mg/cm² (Figura 11). Estes valores são próximos dos apresentados na Tabela 38, para o TBC 01.

Para o TBC 02, com *bond coat* Amdry 365-2 (Ni23%Co17%Cr12,5%Al0,5%Y) é apresentado um resultado intermediário, onde a variação de massa apresenta um aumento percentual, para o maior tempo, de 0,11% em relação à massa inicial, sendo este valor próximo ao obtido para o TBC 03 nas primeiras 4 horas (0,12%), o qual se mostrou o menos eficiente.

No entanto, ainda para o TBC 02, na sequência da apresentação dos resultados, é visto que não houve formação de óxidos ao ponto de causar deslocamento do *top coat*, como foi observado nos CPs do TBC 03. Para tanto, o ganho de massa elevado é explicado pela formação de óxidos na interface substrato/*bond coat*, o que por sua vez é decorrente da pequena espessura obtida durante as deposições, o que criou eventuais poros passantes permitindo a chegada de oxigênio nessa região.

A pequena espessura obtida para os *bond coats* depositados por APS é resultado de uma falha no procedimento de medição dos CPs de teste, os quais

foram medidos logo após aspersão, sendo desprezado a variação de dimensão pelo efeito de dilatação gerado pela elevada temperatura do processo APS.

3.2.2 Revestimento TBC 01

Os resultados são apresentados em subseções diferentes, uma para cada tempo de ensaio.

Neste caso tem-se o seguinte TBC:

- *Bond coat*: BC1, liga Ni-343 (67%Ni22%Cr10%Al1%Y)
- *Top coat*: TC1, liga 204C-NS (92%ZrO₂8%Y₂O₃)

3.2.2.1 Revestimento TBC 01 submetido a 1150 °C por 4 horas

A Figura 52 mostra o CP2.2 na condição de como aspergido, em [a] e [b] a visão geral e em [c] e [d] detalhes das extremidades de apoio durante a deposição.

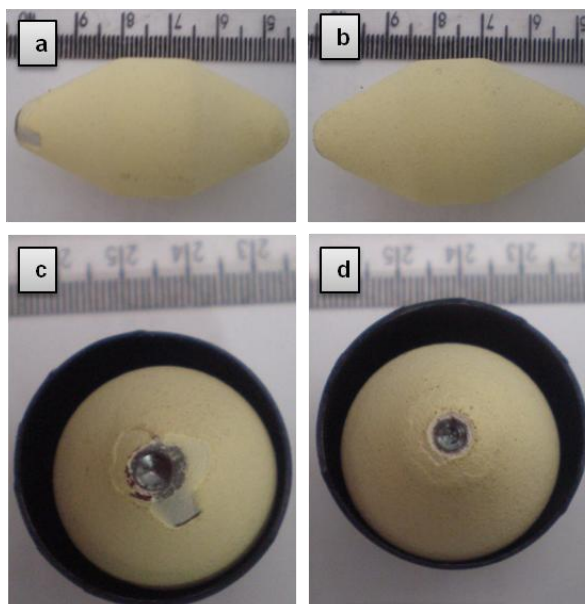


Figura 52 - CP 2.2 como aspergido. Detalhes: [a] e [b] visão geral, [c] e [d] extremidades.

A Figura 53 apresenta o mesmo CP após o ensaio, sendo mostrado em [a] que na área central de maior diâmetro o revestimento cerâmico se manteve íntegro, sem apresentar trincas macroscópicas. Já, as extremidades, em [b] e [c], é visto que

a oxidação do substrato causou uma expansão volumétrica suficiente para deslocar a região próxima aos pontos de apoio das deposições.

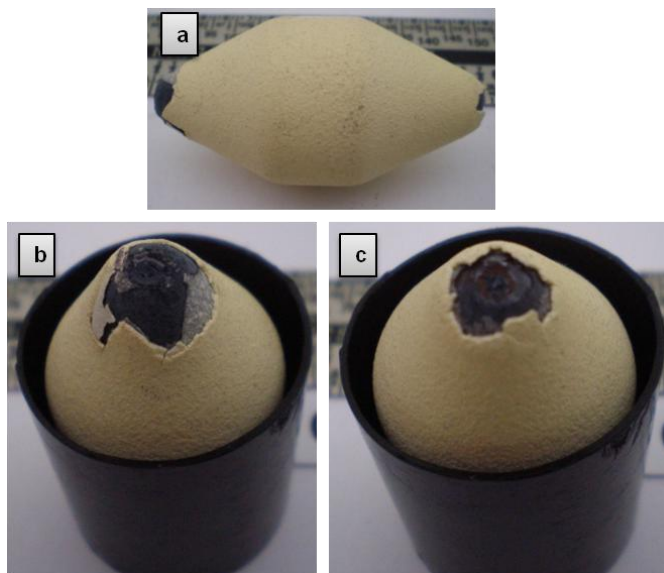


Figura 53 - CP 2.2 após 4h à 1150 °C. Detalhes [a] visão geral, [c] e [d] extremidades.

O deslocamento parcial nas extremidades deste CP, bem como para os outros CPs, é resultado do efeito da oxidação do substrato de Inox 304 na área exposta, onde foram apoiadas nas contrapontas durante o processo de deposição dos revestimentos. Esta condição foi a mesma para todos os casos, se tornando um erro sistemático, permitindo assim realizar as análises comparativas entres os CPs.

As medições de massa, cujos resultados já foram apresentados na seção da página 108, foram realizadas de tal forma que foi possível incluir os pedaços deslocados, por menores que fossem, pois cada CP foi submetido ao ensaio de elevada temperatura em cadinhos cerâmicos, os quais armazenaram os pedaços deslocados durante todo o ensaio.

A Figura 54 mostra a microscopia ótica da seção transversal do CP 2.2 após o ensaio, sendo visível que ambos revestimentos se mantiveram aderidos, não apresentando danos à integridade estrutural do TBC.

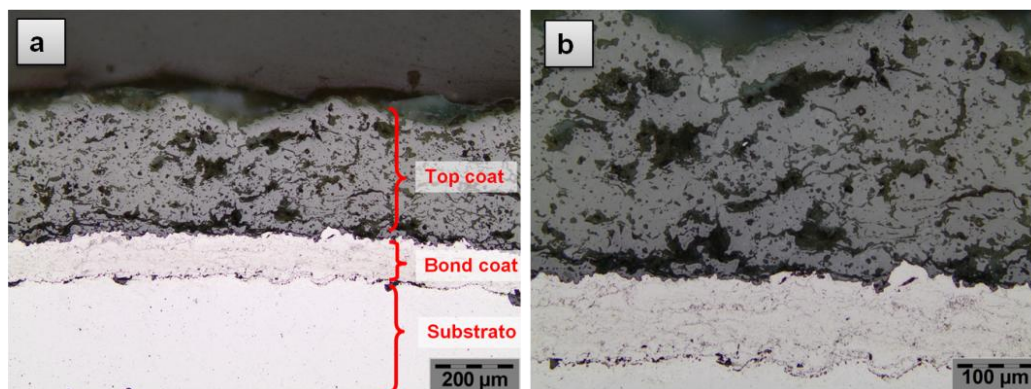


Figura 54 - Microscopia ótica do CP 2.2 após 4h à 1150 °C. [b] detalhe de [a].

Para o *top coat*, foi observado um comportamento que indica uma densificação do revestimento (também visto para todos os outros CPs), esse comportamento é observado em outros trabalhos já publicados [9, 14], os quais mostram esse efeito de densificação, atribuindo a ele uma explicação a qual ocorre falha do cerâmico pela tensão residual gerada pela sinterização em operação. Ou seja, mesmo após ter passado pelo processo de deposição, os pós do revestimento cerâmico quando exposto à elevada temperatura sofrem sinterização, coalescendo as partículas não fundidas, bem como as panquecas.

Como neste trabalho o tempo dos testes em elevada temperatura não foi suficiente para causar a falha dos revestimentos, logo não houve a necessidade de estudar tais causas, ou seja, não foram realizadas análises em relação a transformações de fase ou mesmo os efeitos da sinterização em operação dos pós cerâmicos depositados.

A Figura 55 mostra em maior ampliação os revestimentos do CP 2.2, em [e], [f], [g] e [h], em comparação com os mesmos revestimentos na condição de como aspergido, em [a], [b], [c] e [d]. Onde em [e] e [f] é possível perceber a densificação do revestimento cerâmico, quando comparado com a condição de como aspergido em [a] e [b].

Já para o *bond coat*, a Figura 55 [g] e [h] revelam a capacidade do revestimento de manter a integridade morfológica, podendo ser comparado à condição de como aspergido em [c] e [d], não apresentando sinais de oxidação interlamelar ou deslocamento do substrato.

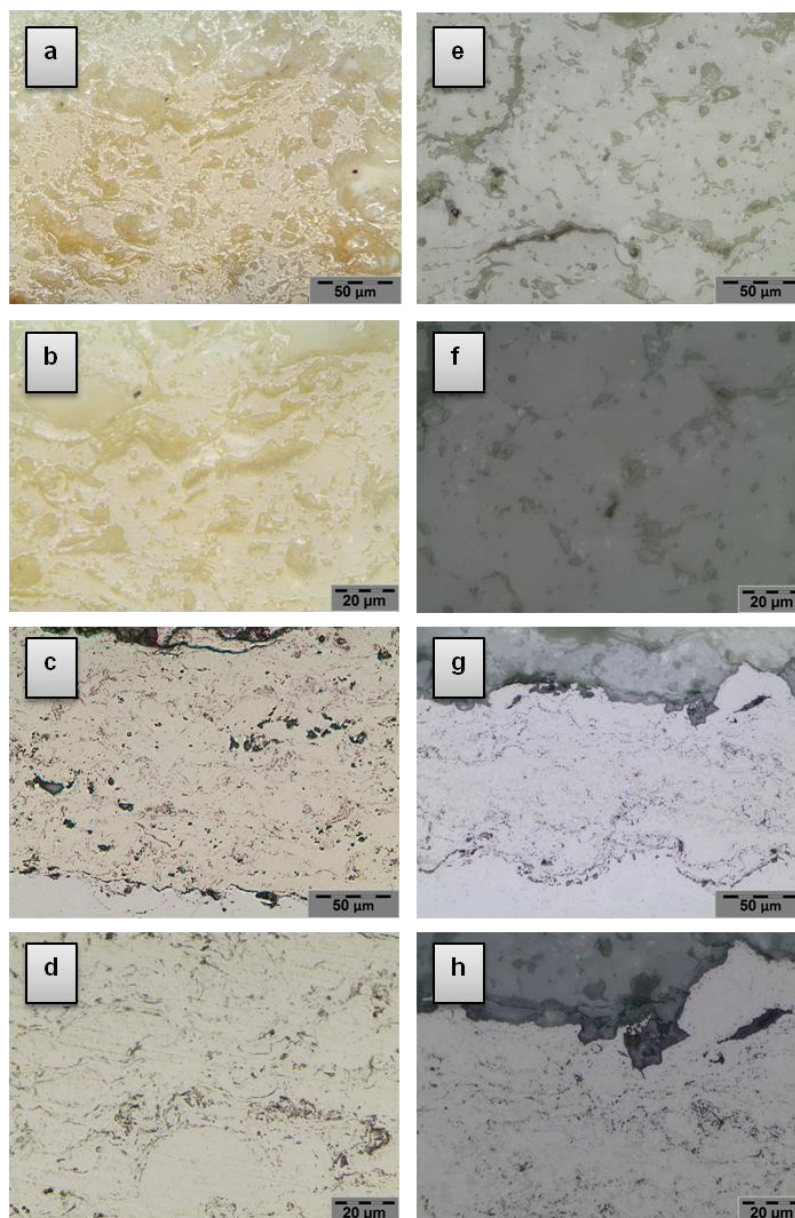


Figura 55 - Microscopia ótica do CP 2.2 após 4h à 1150 °C em [e] e [f] revestimento TC1 e [g] e [h] revestimento BC1. Em condição de como aspergido [a] e [b] TC1 e [c] e [d] BC1.

A Figura 56 mostra uma imagem por MEV da seção transversal, apresentando uma visão geral do CP 2.2 exposto a 1150 °C por 4h, os pontos em vermelho marcados por letras são referentes às análises por EDS. Nesta figura, bem como para os outros CPs, tem-se a evidente presença de um filme formado na interface *bond coat/top coat*, o qual foi identificado por EDS ser uma região composta exclusivamente por alumínio e oxigênio, sendo assim definido como um filme de óxido de alumínio formado durante a exposição em elevada temperatura, o qual é chamado na literatura de TGO. O espectro de EDS idêntico para o TGO do CP2.2 é visto posteriormente na Figura 67 [b] do CP2.1.

Esse comportamento se repetiu para os outros casos, sendo assim não será apresentado o espectro de EDS para todos os TGOs, exceto no caso do TBC 03 que mostrou um comportamento diferente.

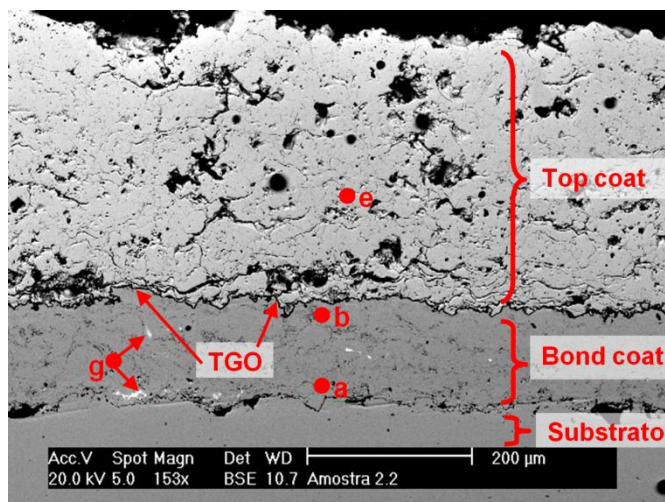


Figura 56 - MEV do CP 2.2 após 4h à 1150 °C.

O ponto 'g' da Figura 56 indica alguns pontos mais claros no *bond coat*, que foram identificados com alta concentração de tungstênio (~80% em EDS pontual). Esta contaminação foi identificada somente neste CP, sendo considerado um evento isolado e sem impacto no desempenho do revestimento.

A Figura 57 apresenta em detalhe o MEV da interface substrato/*bond coat*, juntamente com o espectro de EDS referente ao ponto 'a' da Figura 56. A Tabela 39 mostra a quantificação dada pelo EDS deste mesmo ponto.

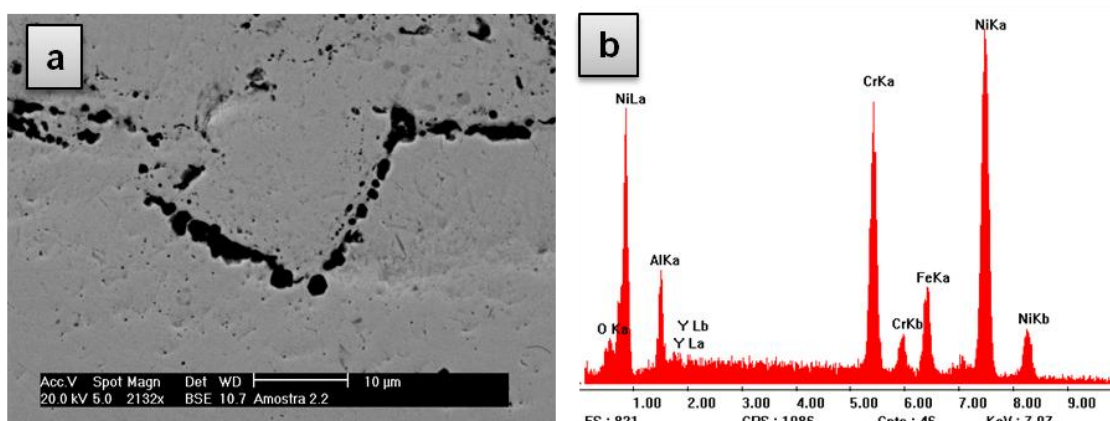


Figura 57 - [a] MEV da interface substrato/*bond coat* do CP 2.2. [b] Espectro de EDS para o *bond coat* próximo ao substrato, ponto 'a' da Figura 56.

As áreas escuras da Figura 57 mostram a formação de uma região rica em alumínio, localizada na interface substrato/*bond coat*. Este comportamento é o efeito da alta difusividade do alumínio em 1150 °C, o qual tende a formar precipitados fora da matriz austenítica do *bond coat*, sendo esse comportamento um dos responsáveis por formar o TGO, ou seja, tem-se alumínio difundindo na direção do substrato e na direção da interface com o cerâmico, logo o que difunde para a interface *bond coat/top coat* entra em contato com o oxigênio que chega pela porosidade do revestimento cerâmico formando o filme de óxido de alumínio.

A Figura 58 apresenta em detalhe a interface *bond coat/top coat*, juntamente com o espectro de EDS referente ao ponto 'b' da Figura 56. A Tabela 39 mostra a quantificação dada pelo EDS deste mesmo ponto.

O TGO formado no CP2.2, visto na Figura 58 [a], apresenta uma espessura média de 1,71 μm .

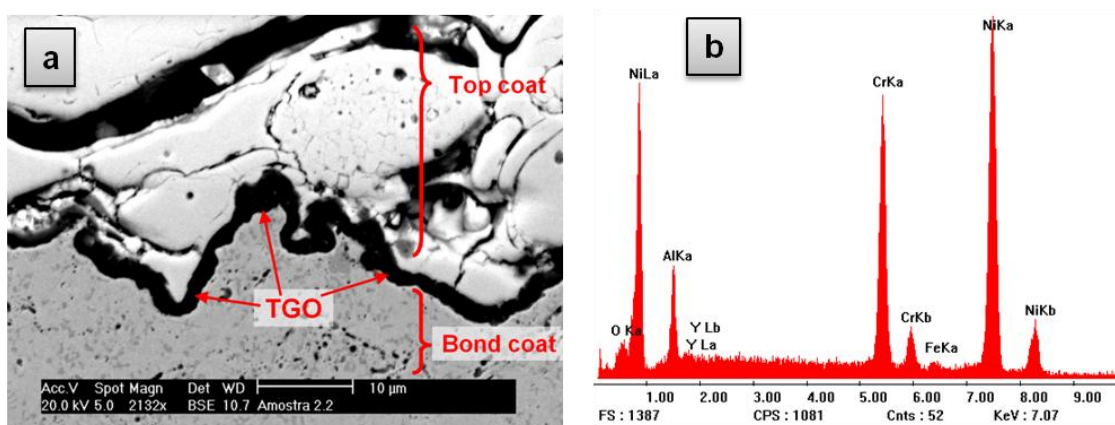


Figura 58 - [a] MEV da interface *bond coat/top coat* do CP 2.2. [b] Espectro de EDS para o *bond coat* próximo ao TGO, ponto 'b' da Figura 56.

Tabela 39 - Quantificação dos elementos para os pontos 'a' e 'b' da Figura 56, CP2.2.

Elemento (Peso %)	Al	Cr	Fe	Ni	O	Y
Ponto 'a'	5.635	21.061	9.167	61.458	1.978	0.701
Ponto 'b'	6.404	24.166	0.952	65.851	1.868	0.759
Fabricante	10	22	---	67	---	1

A Tabela 39 mostra o comportamento dos elementos da liga nos pontos próximos as interfaces. Sendo o EDS uma ferramenta de medição semiquantitativa, apenas permite avaliar a tendência de concentração de cada elemento em dada região, portanto, temos que a liga se manteve com as proporções dos elementos à

valores próximos ao fornecido pelo fabricante, apenas apresentando uma diminuição esperada de alumínio, o qual difundiu para as interfaces, e na interface substrato/*bond coat* é visto a presença de ferro, o qual é proveniente da difusão deste elemento a partir do substrato. A presença de oxigênio está registrada e a quantidade é mínima, sendo proveniente da oxidação dos pós durante o processo de deposição.

A Figura 59 apresenta em detalhe o *top coat*, juntamente com o espectro de EDS referente ao ponto 'e' da Figura 56. A Tabela 40 mostra a quantificação dada pelo EDS deste mesmo ponto.

Tem-se na Figura 59 [a] a estrutura característica dos revestimentos de YSZ depositados por APS, sendo detalhado a presença de poros, os quais são identificados como concavidades sem cantos vivos, geralmente estão localizados no interior das panquecas e são provenientes do processo de deposição, quando há fusão do material permitindo esta formação devido o processo de solidificação. Os vazios são facilmente confundidos com poros, porem estes estão geralmente localizados entre as lamelas, apresentando geometria complexa e muitas vezes podem ter sido gerados por partículas não fundidas arrancadas durante o processo de preparação metalográfica.

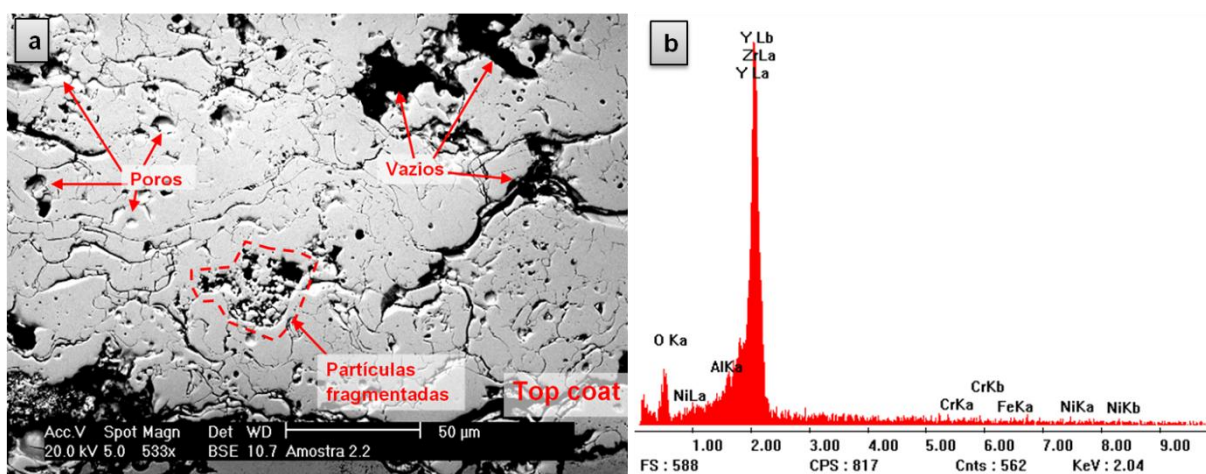


Figura 59 - [a] MEV do top coat do CP 2.2. [b] Espectro de EDS para o ponto 'e' da Figura 56

Tabela 40 – *Top coat* do CP2.2, ponto 'e' da Figura 56, quantificação dos elementos.

Elemento (peso %)	O	Y	Zr
Ponto 'e'	22.346	17.941	59.711

A Tabela 40 mostra o comportamento dos elementos no revestimento cerâmico após ensaio, sendo evidente que não houve contaminação do revestimento por elementos de liga do *bond coat*.

3.2.2.2 Revestimento TBC 01 submetido a 1150 °C por 16 horas

A Figura 60 mostra o CP2.1 na condição de como aspergido. Este CP apresenta uma particularidade, visto nas Figuras [c] e [d] como um deslocamento parcial das extremidades. Este dano foi causado durante o processo de deposição, onde houve falta de tensão entre as contra pontas, fazendo com que o CP parasse de girar durante os primeiros passes, gerando em uma área específica um revestimento de maior espessura, o qual gerou o deslocamento parcial nas extremidades. Porém devido à margem de erro em relação ao número de CPs ser pequeno, este não foi descartado, sendo assim foi dada continuidade na deposição, causando um efeito de sobrecamada.

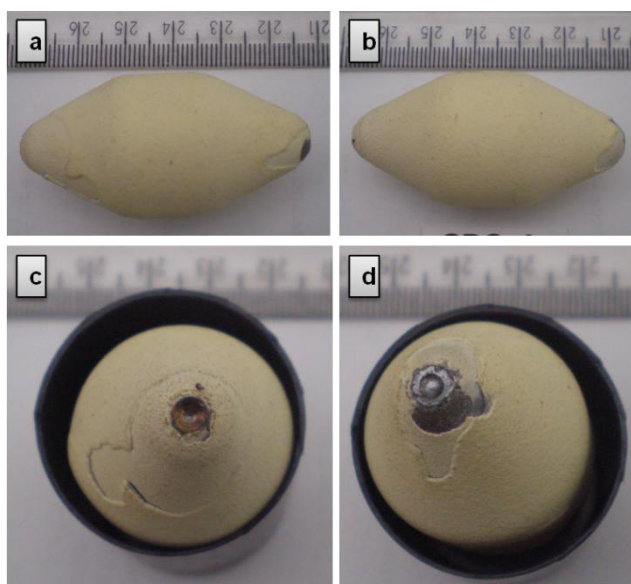


Figura 60 - CP 2.1 como aspergido. Detalhes: [a] e [b] visão geral, [c] e [d] extremidades.

A Figura 61 apresenta o mesmo CP após o ensaio, sendo mostrado em [a] e [b] a área central de maior diâmetro o revestimento cerâmico se manteve íntegro, mesmo apresentando uma trinca, a qual ocorreu exatamente nos contornos da área onde houve excesso de espessura, conforme problema descrito acima. Já as extremidades, em [c] e [d], é visto que a oxidação do substrato causou uma

expansão volumétrica suficiente para deslocar a região próxima aos pontos de apoio usada para as deposições, igualmente ao CP2.2. Porém, neste caso, o efeito foi mais severo, devido à região previamente deslocada e que posteriormente foi revestida.

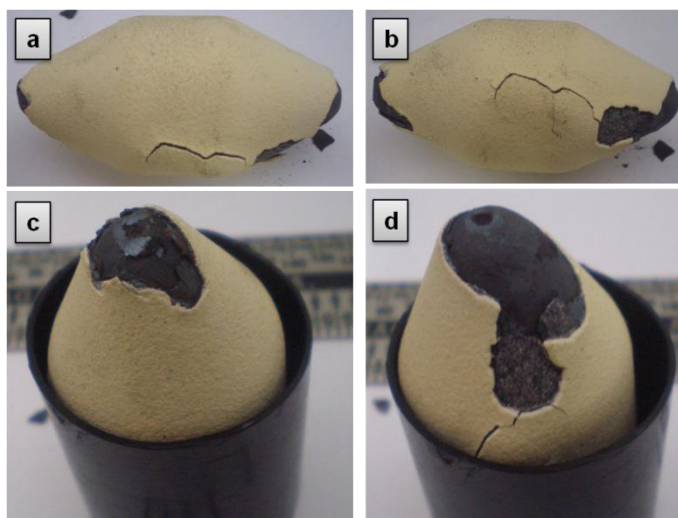


Figura 61 - CP 2.1 após 16h à 1150 °C. Detalhes [a] e [b] visão geral, [c] e [d] extremidades.

A Figura 62 mostra a microscopia ótica do CP 2.1 após o ensaio, sendo visível que ambos revestimentos se mantiveram aderidos, não apresentando danos à integridade estrutural do TBC. Para o *top coat* foi observado o mesmo comportamento do CP2.2 em relação a sua morfologia, sendo indicado a densificação do revestimento.

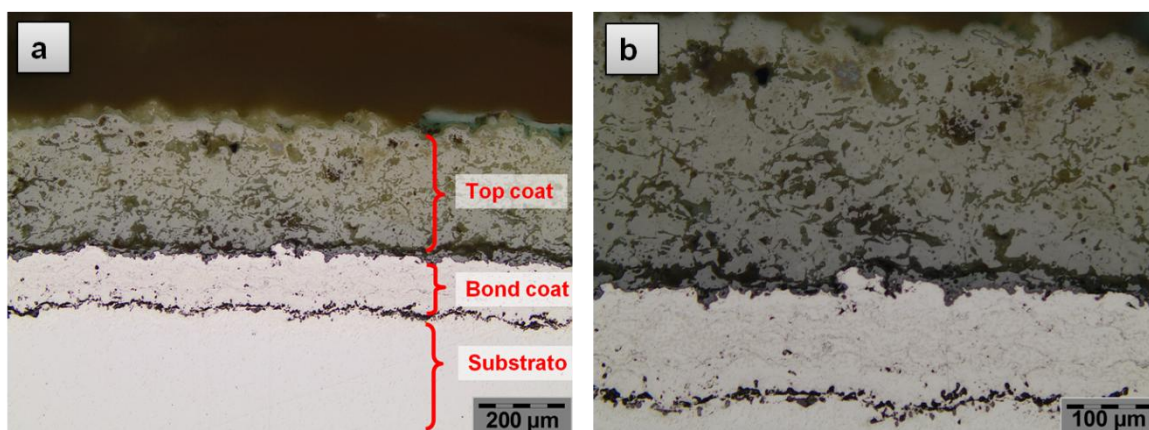


Figura 62 - Microscopia ótica do CP 2.1 após 16h à 1150 °C. [b] detalhe de [a].

A Figura 63 mostra em maior ampliação os revestimentos do CP 2.1, em [e], [f], [g] e [h], em comparação com os mesmos revestimentos na condição de como

aspergido, em [a], [b], [c] e [d]. Onde em [e] e [f] é possível perceber a densificação do revestimento cerâmico, quando comparado com a condição de como aspergido em [a] e [b]. Já para o *bond coat*, a Figura 63 [g] e [h] revelam a capacidade do revestimento de manter a integridade morfológica, podendo ser comparado à condição de como aspergido em [c] e [d], não apresentando sinais de oxidação interlamelar ou deslocamento do substrato. A maior intensidade luminosa das microscopias [g] e [h] acabam diminuindo a visualização dos contornos das lamelas.

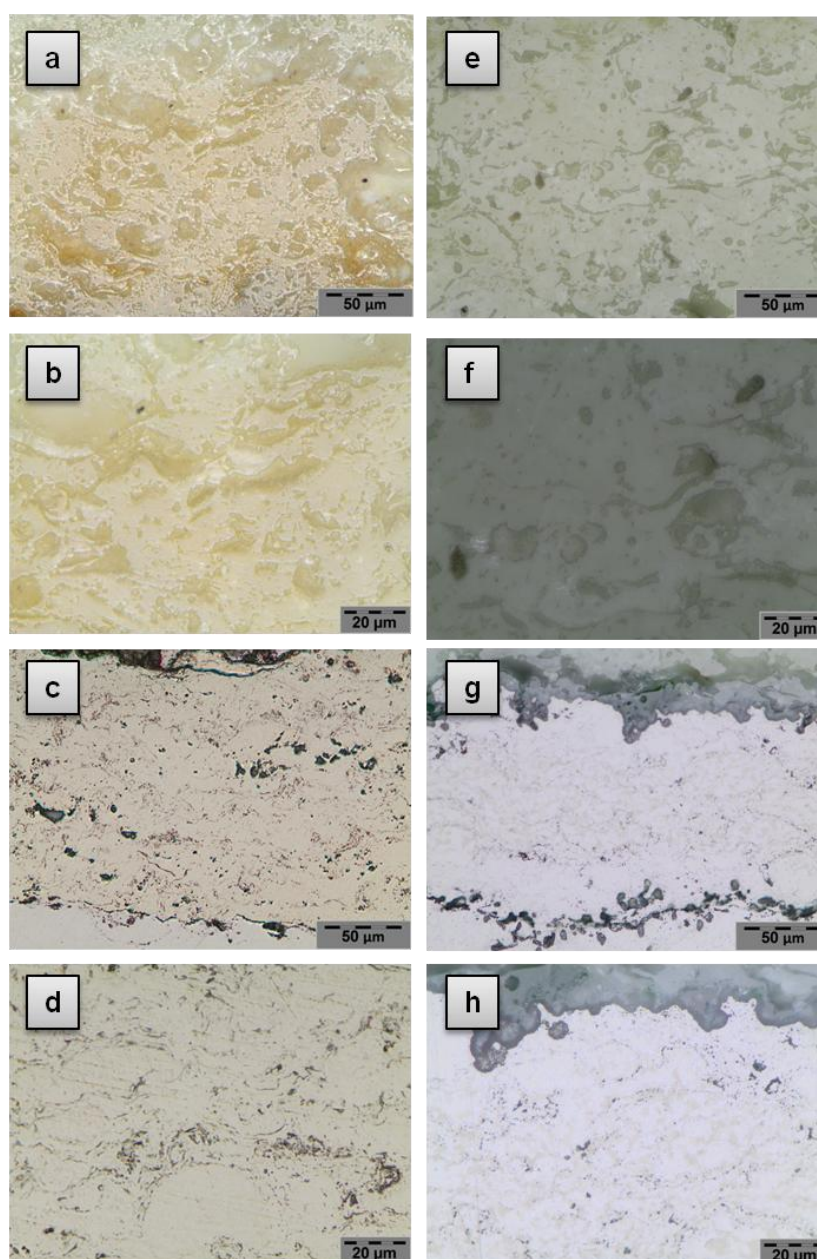


Figura 63 - Microscopia ótica do CP 2.1 após 16h à 1150 °C em [e] e [f] revestimento TC1 e [g] e [h] revestimento BC1. Em condição de como aspergido [a] e [b] TC1 e [c] e [d] BC1.

A Figura 64 mostra uma imagem por MEV da visão geral do CP 2.1 exposto a 1150 °C por 16h, os pontos em vermelho marcados por letras são referentes às análises por EDS. Nesta figura é clara a presença do TGO.

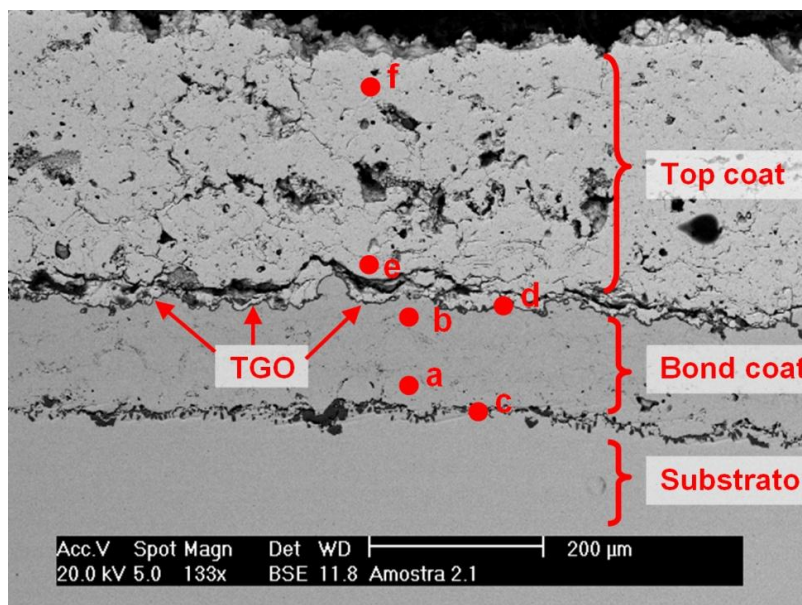


Figura 64 - MEV do CP 2.1 após 16h à 1150 °C.

A Figura 65 apresenta em detalhe o MEV da interface substrato/*bond coat*, juntamente com o espectro de EDS referente ao ponto 'a' da Figura 64. A Tabela 41 mostra a quantificação dada pelo EDS deste mesmo ponto. Novamente a evidência da formação das áreas ricas em alumínio na interface substrato/*bond coat*. Sendo perceptível o aumento dessa área, de 16h, em relação à condição de 4h a 1150 °C.

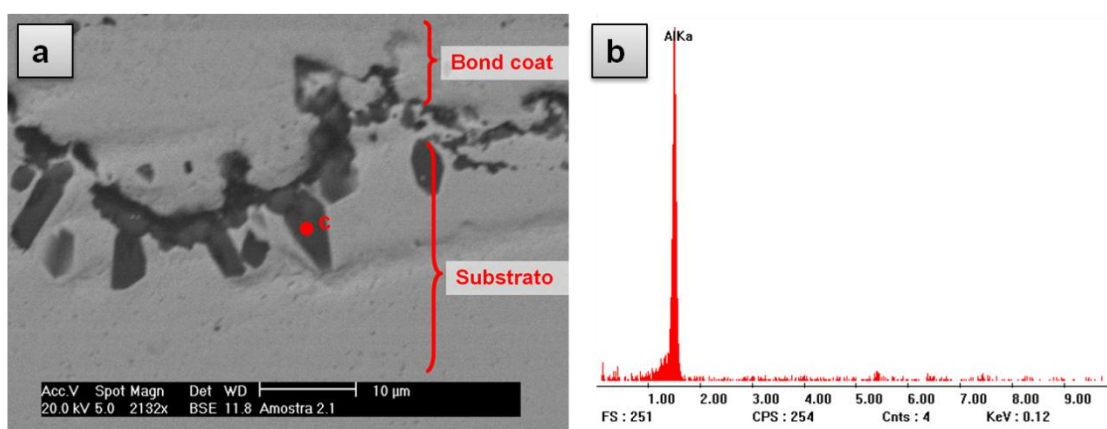


Figura 65 - [a] MEV da interface substrato/*bond coat* do CP 2.1. [b] Espectro de EDS para o ponto 'c' de [a].

É pertinente observar que esse comportamento não gerou a falha por deslocamento do *bond coat* durante os ensaios, tão pouco durante o processo de preparação metalográfica.

As Figura 66 mostram o espectro de EDS referente ao *bond coat*, nos pontos 'a' e 'b' da Figura 64, respectivamente. A Tabela 41 mostra a quantificação dos elementos para esses mesmos pontos.

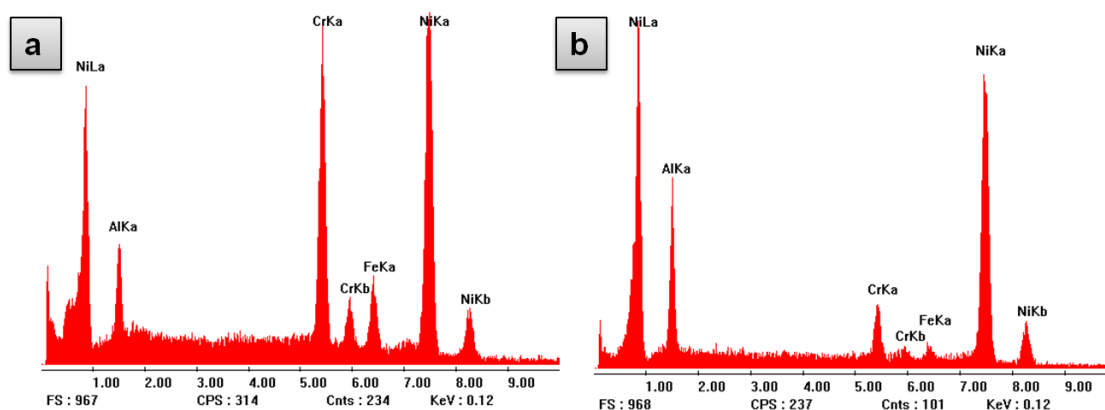


Figura 66 - Espectros de EDS do *bond coat* do CP 2.1. [a] ponto 'a' e [b] ponto 'b' referentes à Figura 64.

Tabela 41 - Pontos 'a', 'b' e 'c' da Figura 64, quantificação dos elementos.

Elemento (peso %)	Al	Cr	Fe	Ni	O	Y
Ponto 'a'	6.055	24.463	7.555	61.927	---	---
Ponto 'b'	14.562	6.670	2.177	76.591	---	---
Ponto 'c'	83.240	4.725	4.618	7.417	---	---
Fabricante	10	22	---	67	---	1

As análises por EDS permitem observar um comportamento característico para *bond coats* do tipo MCrAlY, onde na Tabela 41 percebe-se a tendência de diminuir a quantidade de cromo próximo ao *top coat*, sendo encontrado uma maior porcentagem nas áreas mais próximas ao substrato. Já, em relação ao alumínio, há uma tendência de aumentar sua quantidade próxima ao *top coat* e diminuir na região próxima ao substrato. Ou seja, próximo ao substrato, ponto 'a', tem-se a redução na quantidade de alumínio e um aumento de cromo, e próximo ao *top coat*, ponto 'b', tem-se o inverso, menos cromo e mais alumínio.

Esse comportamento é o esperado, pois isso garante a fonte de alumínio para formação do TGO e ao mesmo tempo deixa livre o cromo para fazer parte da liga na função de resistência à corrosão em elevada temperatura.

A Figura 67 apresenta em detalhe a interface *bond coat/top coat*, juntamente com o espectro de EDS do TGO, referente ao ponto 'd' da Figura 64. A Tabela 42 mostra a quantificação dada pelo EDS deste mesmo ponto. É observado um *bond coat* uniforme, típico de revestimentos depositados por HVOF, onde há poucos óxidos, poros e vazios.

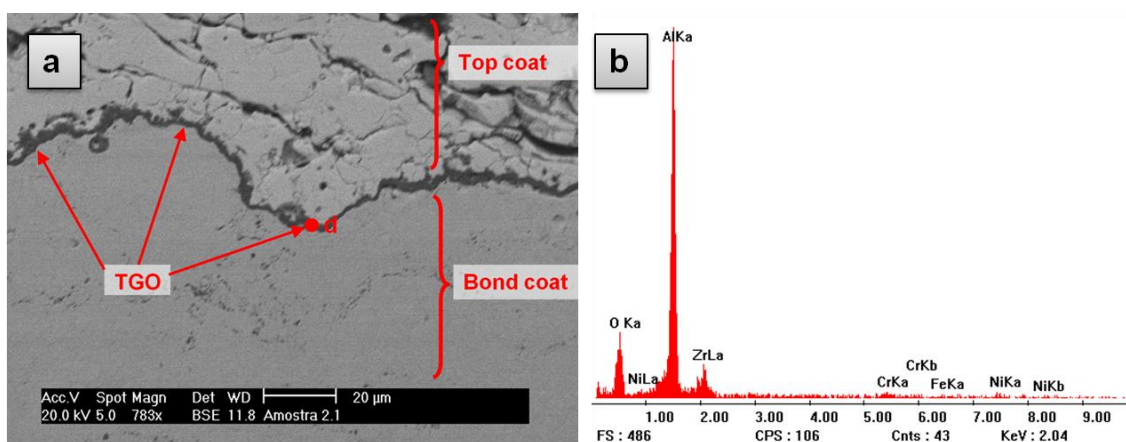


Figura 67 - [a] MEV da interface *bond coat/top coat* do CP 2.1. [b] Espectro de EDS do TGO, ponto 'd' da Figura 64.

Tabela 42 - Ponto 'd' da Figura 64, quantificação dos elementos.

Elemento (peso %)	Al	Cr	Fe	Ni	O	Zr
Ponto 'd'	52.101	2.540	1.536	3.617	29.247	10.960

A Tabela 42 mostra a porcentagem dos elementos encontrados no TGO, sendo predominante a presença de alumínio e oxigênio. Isso comprova a formação de um filme de óxido rico em alumínio, indicando a possibilidade de ser um TGO formado por α -alumina.

O TGO formado no CP2.1, visto na Figura 67 [a], apresenta uma espessura média de 2,71 μm . Isso significa que com ao quadrado do tempo (de 4 horas para 16 horas) há um crescimento de 58,47%. Sustentando o comportamento visto pelo ganho de massa, onde com o passar do tempo diminuiu a taxa de oxidação, remetendo ao comportamento esperado.

A Figura 68 mostra os espectros de EDS referentes ao *top coat*, nos pontos 'e' e 'f' da Figura 64, respectivamente, e sua morfologia pode ser observada na Figura 67, apresentando a típica estrutura densificada, conforme visto para o CP2.2, com pequenos poros e vazios interlamelares. A Tabela 43 mostra a quantificação dos elementos para esses mesmos pontos.

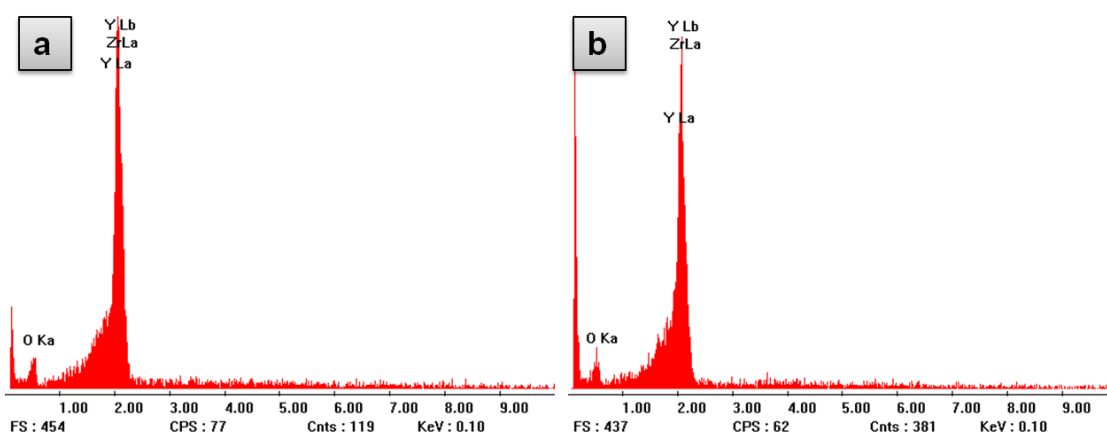


Figura 68 - Espectros de EDS do *top coat* do CP 2.1. [a] ponto 'e' e [b] ponto 'f' referentes a Figura 64.

Tabela 43 - Ponto 'e' e 'f' da Figura 64, quantificação dos elementos do *top coat* do CP 2.1.

Elemento (peso %)	O	Zr	Y
Ponto 'e'	16,332	64,646	19,019
Ponto 'f'	20,223	65,975	13,799

Os dados obtidos a partir das análises por EDS nos indicam, pela Tabela 43, que há uma pequena mudança na composição do *top coat* em relação distancia da superfície, sendo identificado uma mudança em relação ao oxigênio e ao ítrio, onde nas áreas próximas ao *bond coat* tem-se uma maior porcentagem de ítrio porem menor de oxigênio quando comparado as áreas próximas da superfície.

Duas possíveis explicações para esse comportamento:

1. Caso haja fusão dos pós ao passarem pelo plasma, o que não há como ter certeza, porém é possível, tendo em vista que o ponto de fusão somente da ltria é 2690 °C (temperatura estimada do plasma é ~16000 °C), lembrando que o tempo de exposição dos pós ao plasma é na ordem de fração de segundos, e ainda considerando haver ocorrido dissociação de óxidos devido a possível fusão, temos que as primeiras partículas aderidas são puras (não

oxidadas) e ainda em uma atmosfera inerte, pois os gases do plasma são argônio e hidrogênio e o gás de arraste é argônio, onde, as primeiras camadas depositadas permanecem durante mais tempo protegidas da atmosfera oxidante do ambiente, sendo assim é possível inferir que as primeiras partículas a aderirem apresentem menor quantidade de óxidos. Consequentemente o revestimento apresenta menor teor de oxigênio nas áreas próximas ao *bond coat*.

2. Desconsiderando o efeito de dissociação dos elementos dos pós cerâmicos em uma situação de fusão e considerando haver difusão dos elementos do *top coat*, bem como do oxigênio, tem-se o revestimento cerâmico como fonte de oxigênio para a oxidação do alumínio durante a formação do TGO, explicando assim a menor quantidade de oxigênio próximo ao *bond coat*.

3.2.3 Revestimento TBC 02

Os resultados são apresentados em subseções diferentes, uma para cada tempo de ensaio.

Neste caso tem-se o seguinte TBC:

- *Bond coat*: BC2, liga Amdry 365-2 (47%Ni23%Co17%Cr12,5%Al0,5%Y)
- *Top coat*: TC2, liga ZRO 236-1 (93%ZrO₂7%Y₂O₃)

3.2.3.1 Revestimento TBC 02 submetido a 1150 °C por 4 horas

A Figura 69 mostra o CP 9.2 na condição de como aspergido, em [a] a visão geral e em [b] e [c] detalhes das extremidades de apoio durante a deposição.

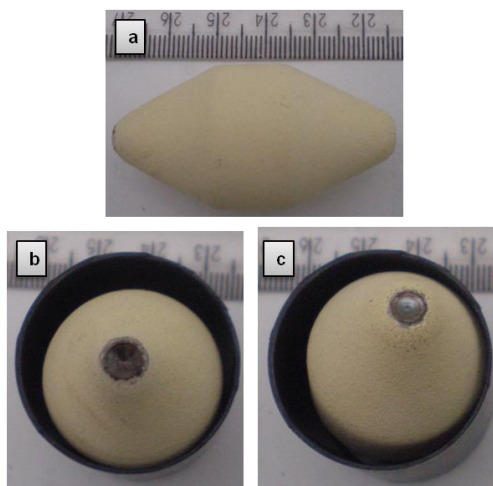


Figura 69 – CP 9.2 como aspergido. Detalhes: [a] visão geral, [b] e [c] extremidades.

A Figura 70 mostra o mesmo CP após o ensaio, sendo mostrado em [a] que na área central de maior diâmetro o revestimento cerâmico se manteve íntegro, sem apresentar trincas macroscópicas. Já as extremidades, em [b] e [c], é visto que não houve a oxidação do substrato a ponto de causar deslocamento da região próxima aos pontos de apoio das deposições, conforme observado nos CPs do TBC01.

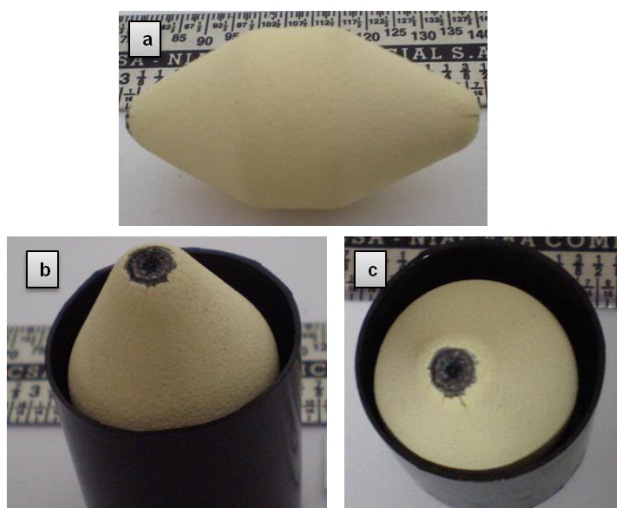


Figura 70 - CP 9.2 após 4h à 1150 °C. Detalhes [a] visão geral, [b] e [c] extremidade.

A Figura 71 mostra a microscopia ótica do CP 9.2 após o ensaio, sendo visível que ambos revestimentos se mantiveram aderidos, não apresentando danos à integridade estrutural do TBC, no entanto, é visto a pequena espessura do *top coat*, isto é devido ao erro de medição durante os testes, o qual foi detalhado no último parágrafo do item 3.2.1 (página 110).

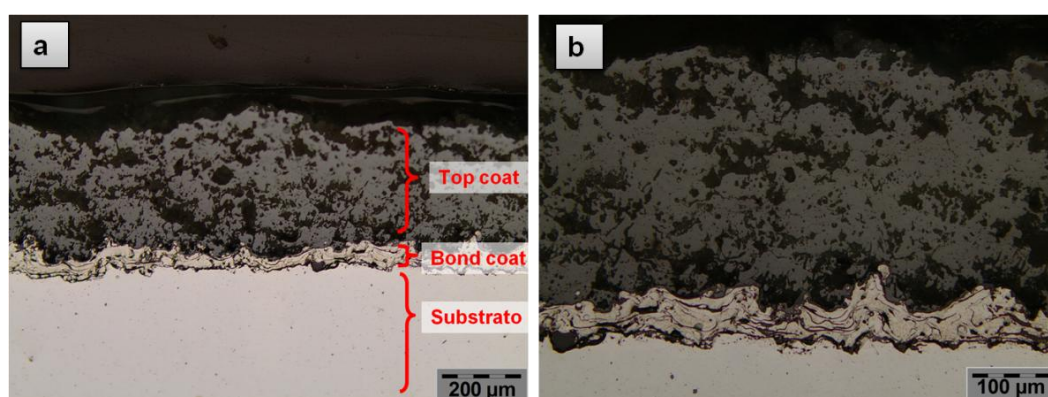


Figura 71 - Microscopia ótica do CP 9.2 após 4h à 1150 °C. [b] detalhe de [a].

A Figura 72 mostra em maior ampliação os revestimentos do CP 9.2, em [e], [f], [g] e [h], em comparação com os mesmos revestimentos na condição de como

aspergido em [a], [b], [c] e [d]. Onde em [e] e [f] é possível perceber a densificação do revestimento cerâmico, quando comparado com a condição de como aspergido em [a] e [b].

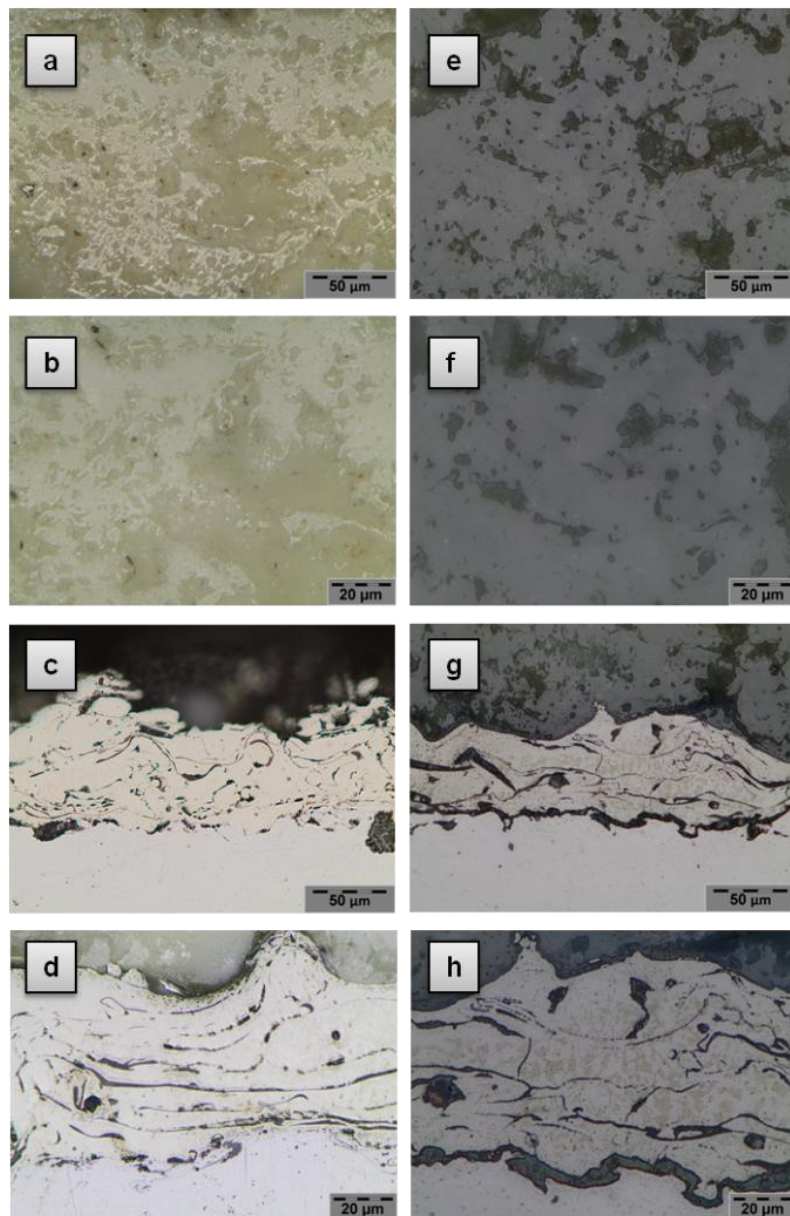


Figura 72 - Microscopia ótica do CP 9.2 após 4h à 1150 °C em [e] e [f] revestimento TC2 e [g] e [h] revestimento BC2. Em condição de como aspergido [a] e [b] TC2 e [c] e [d] BC2.

Já para o *bond coat*, a Figura 72 [g] e [h] revelam a capacidade do revestimento de manter a integridade morfológica, podendo ser comparado à condição de como aspergido em [c] e [d], não apresentando sinais de oxidação interlamelar ou deslocamento do substrato, no entanto, é visto a formação de um

filme, posteriormente identificado por EDS como sendo rico em alumínio, na interface *substrato/bond coat*.

A Figura 73 mostra as imagens por MEV do CP 9.2 exposto a 1150 °C por 4h, em [a] a visão geral dos revestimentos e em [b] uma maior ampliação de [a], os pontos em vermelho marcados por letras são referentes às áreas análises por EDS.

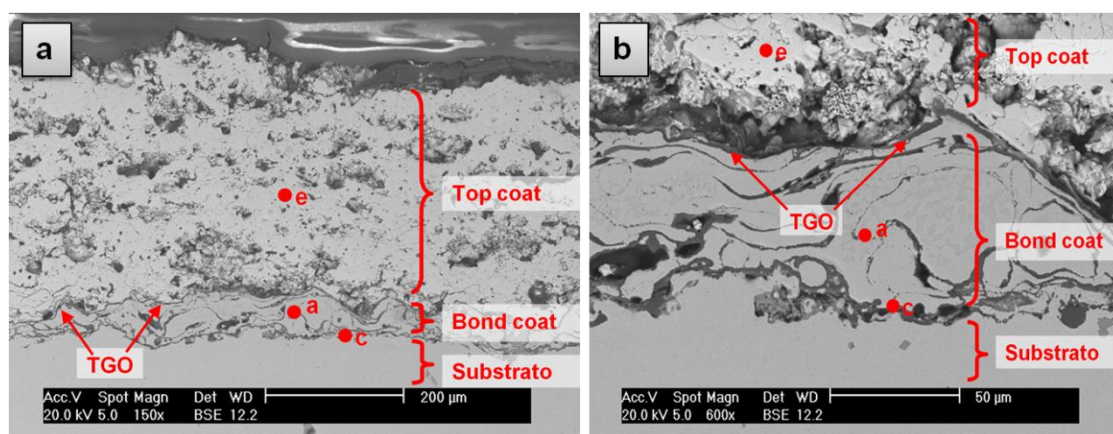


Figura 73 - MEV do CP 9.2 após 4h à 1150 °C. Em [a] visão geral e em [b] detalhes das interfaces substrato/*bond coat* e *bond coat/top coat*.

Em [b], da Figura 73, tem-se a evidente presença de um filme de óxido formado na interface *bond coat/top coat* (TGO), o qual foi identificado por EDS ser uma região composta exclusivamente por alumínio e oxigênio. O espectro de EDS característico é igual ao apresentado na Figura 67 [b].

O TGO formado em 4 horas no CP9.2, visto na Figura 73 [b], apresenta uma espessura media de 2,11 μm .

A Figura 74 mostra os espectros de EDS nos pontos 'a' (*bond coat*) e 'c' (interface substrato/*bond coat*) da Figura 73, respectivamente. A Tabela 44 mostra a quantificação dos elementos para esses mesmos pontos.

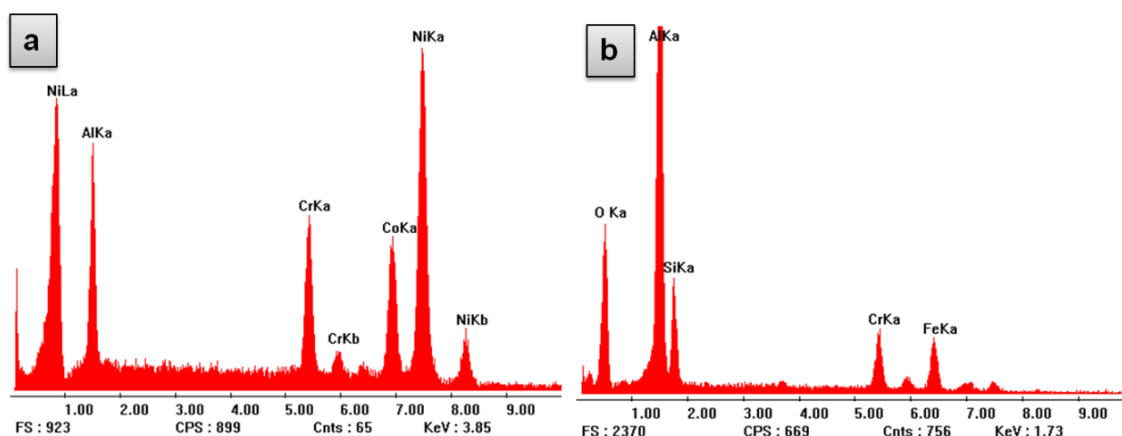


Figura 74 - Espectros de EDS do *bond coat* do CP 9.2. [a] ponto 'a' e [b] ponto 'c' referentes à Figura 73.

Tabela 44 - Pontos 'a' e 'c' da Figura 73, quantificação dos elementos.

Elemento (peso %)	Al	Cr	Co	Fe	Si	Ni	O	Y
Ponto 'a'	12.40	12.02	20.66	----	----	54.90	----	----
Fabricante	12,5	17	23	----	----	47	----	0,5
Ponto 'c'	44.22	9.86	----	13.41	9.03	----	23.45	----

Tem-se que a liga depositada, ponto 'a', em relação aos elementos, se manteve em proporções próximas às fornecidas pelo fabricante. No entanto, a formação das áreas ricas em alumínio na interface substrato/*bond coat* apresentou um fração considerável de oxigênio, ponto 'c', sugerindo a formação de óxidos, principalmente de alumínio. Essa oxidação não era esperada, mas ocorreu devido a pequena espessura, a qual permitiu que o oxigênio chegasse nessa área através dos contornos interlamelares típicos de revestimentos depositados por APS.

A Figura 75 apresenta o MEV do *top coat* do CP 9.2, juntamente com o espectro de EDS referente ao ponto 'e' da Figura 73. É visto a estrutura característica dos revestimentos de YSZ depositados por APS, apresentando vazios e poros característicos deste tipo de revestimento.

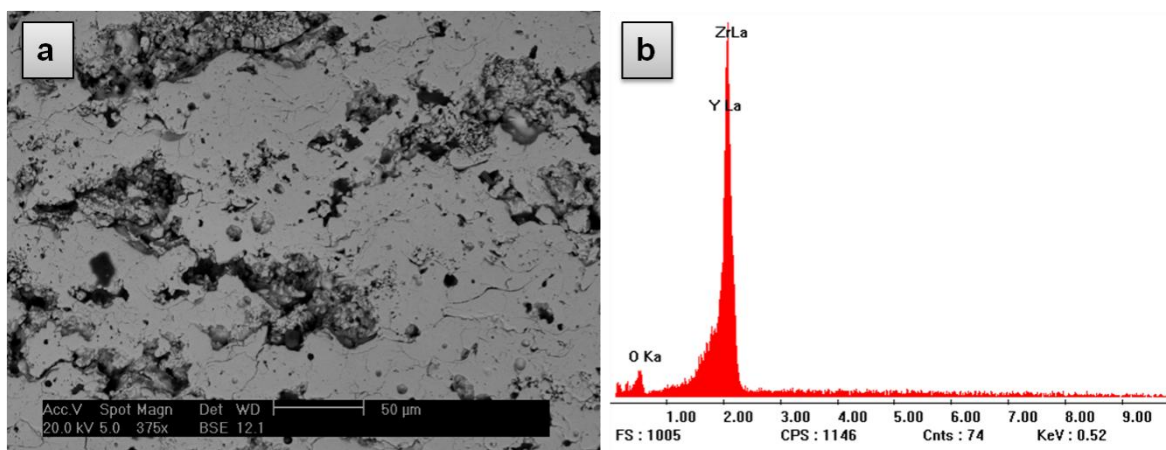


Figura 75 - [a] MEV top coat do CP 9.2. [b] Espectro de EDS para esta área, ponto 'e' da Figura 73.

A Tabela 45 mostra a quantificação dos elementos para esse mesmo ponto, mostrando o comportamento dos elementos no revestimento cerâmico após ensaio, sendo evidente que não houve contaminação do revestimento por elementos de liga do *bond coat*.

Tabela 45 - Ponto 'e' da Figura 73, quantificação dos elementos.

Elementos (peso %)	O	Y	Zr
Ponto 'e'	14.94	17.65	67.40

3.2.3.2 Revestimento TBC 02 submetido a 1150 °C por 16 horas

A Figura 76 mostra o CP 9.3 na condição de como aspergido, as marcas escuras na superfície do revestimento cerâmico são provenientes de um descuido, onde houve contato entre o CP ainda aquecido e o recipiente plástico onde foi armazenado e transportado.

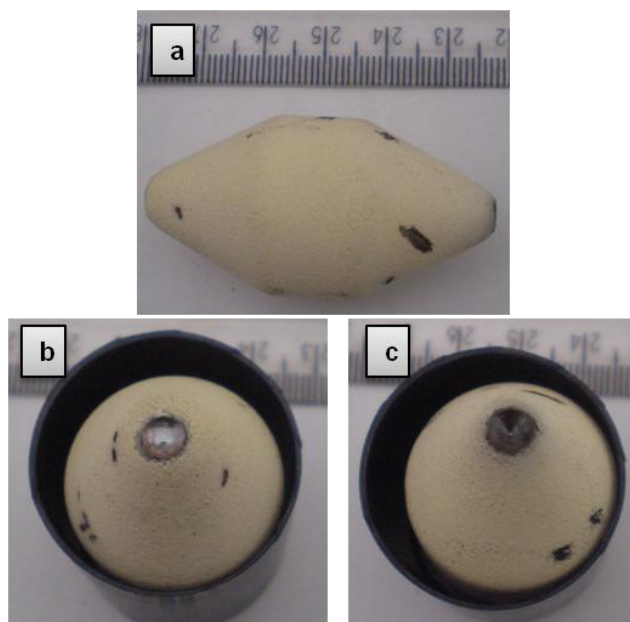


Figura 76 - CP 9.3 como aspergido. Detalhes: [a] visão geral, [b] e [c] extremidades.

A Figura 77 mostra o mesmo CP após o ensaio, sendo mostrado em [a] e [b] a área central de maior diâmetro o revestimento cerâmico se manteve íntegro. Neste caso é visto uma pequena área de deslocamento na região cônica, melhor visualizado em [d], se apresentando de uma forma semelhante à formação de uma bolha, sugerindo um crescimento excessivo localizado dos óxidos na interface *bond coat/top coat*, no entanto não foi uma falha total do revestimento cerâmico. Tão pouco nas extremidades, conforme apresentado em [c] e [d].

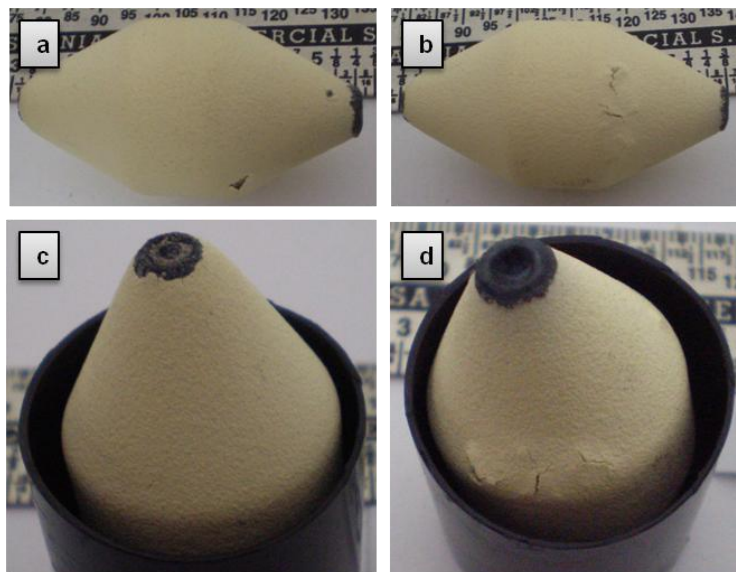


Figura 77 - CP 9.3 após 16h à 1150 °C. Detalhes [a] e [b] visão geral, [c] e [d] extremidades.

A Figura 78 mostra a microscopia ótica do CP 9.3 após o ensaio, sendo visível que ambos revestimentos se mantiveram aderidos, não apresentando danos à integridade estrutural do TBC, no entanto, em [b] é observado uma estrutura de cor escura localizada acima do *bond coat*, isto é um deslocamento parcial gerado pelas tensões do processo de preparação metalográfica. Para o top coat foi observado, em relação a sua morfologia, o mesmo comportamento dos outros CPs já apresentados, sendo indicado a densificação do revestimento.

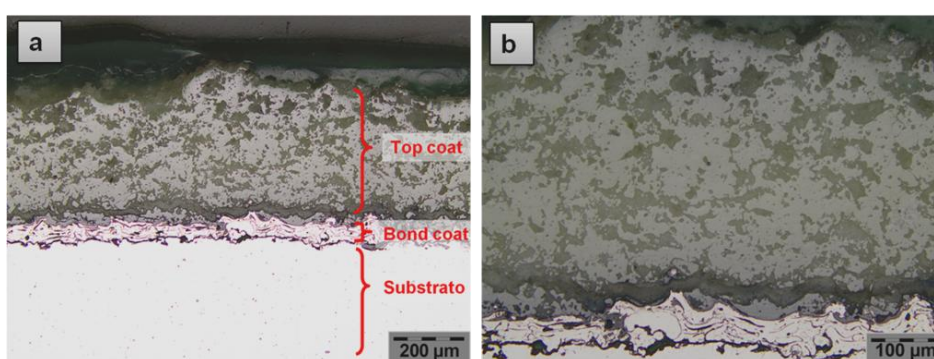


Figura 78 - Microscopia ótica do CP 9.3 após 16h à 1150 °C. [b] detalhe de [a].

A Figura 79 mostra em maior ampliação os revestimentos do CP 9.3, em [e], [f], [g] e [h], em comparação com os mesmos revestimentos na condição de como aspergido, em [a], [b], [c] e [d]. Onde em [e] e [f] é possível perceber a densificação do revestimento cerâmico, quando comparado com a condição de como aspergido

em [a] e [b]. Já para o *bond coat*, a Figura 79 [g] e [h] revelam a capacidade do revestimento de manter a integridade morfológica, podendo ser comparado à condição de como aspergido em [c] e [d], sendo apenas ressaltado os contornos interlamelares devido a oxidação por um período de tempo maior. O filme de óxidos formado na interface substrato/*bond coat* se manteve em dimensão e morfologia similar ao apresentado pelo teste de 4 horas, no CP9.2.

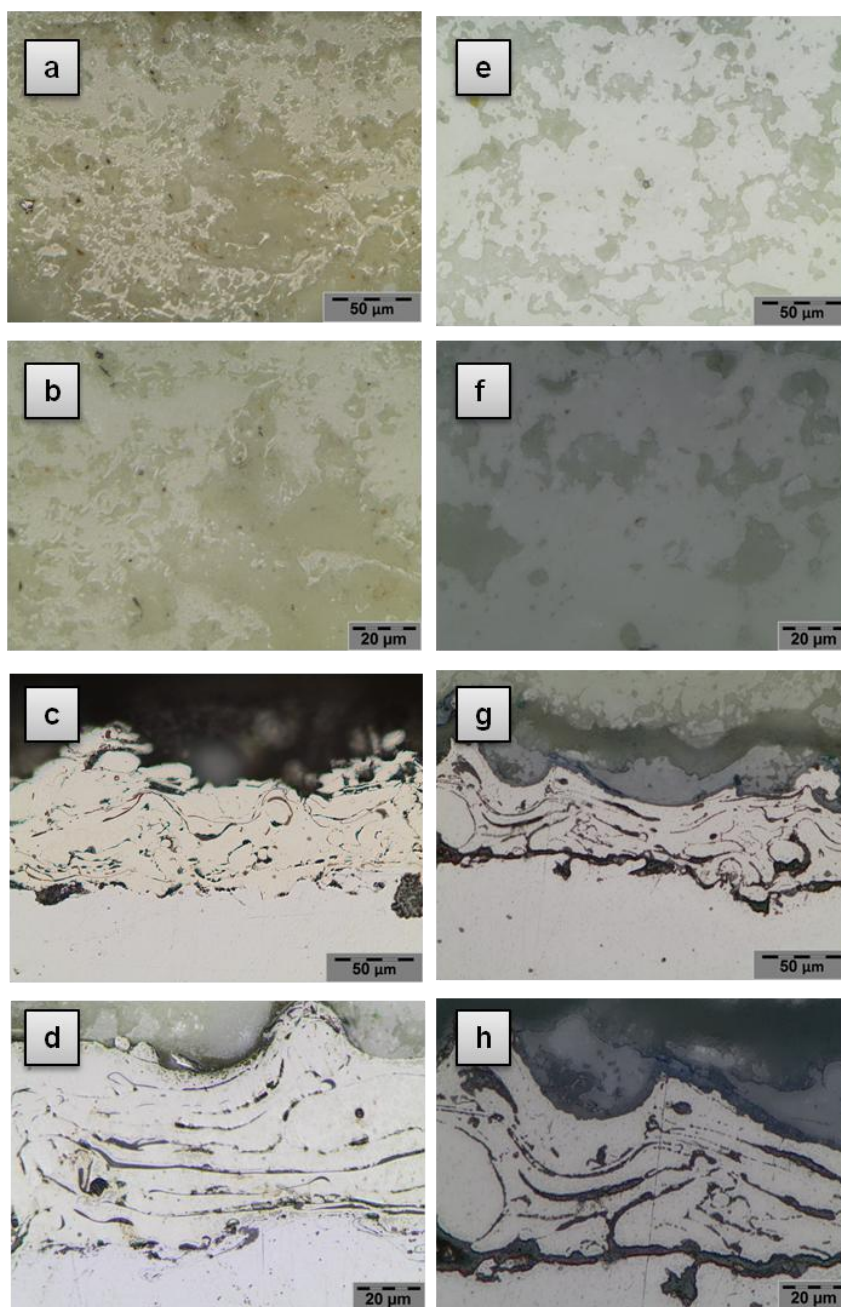


Figura 79 - Microscopia ótica do CP 9.3 após 16h à 1150 °C em [e] e [f] revestimento TC2 e [g] e [h] revestimento BC2. Em condição de como aspergido [a] e [b] TC2 e [c] e [d] BC2.

A Figura 80 mostra as imagens por MEV do CP 9.3 exposto a 1150 °C por 16h, em [a] a visão geral dos revestimentos e em [b] uma maior ampliação de [a] na área do bond coat, os pontos em vermelho marcados por letras são referentes às áreas análises por EDS.

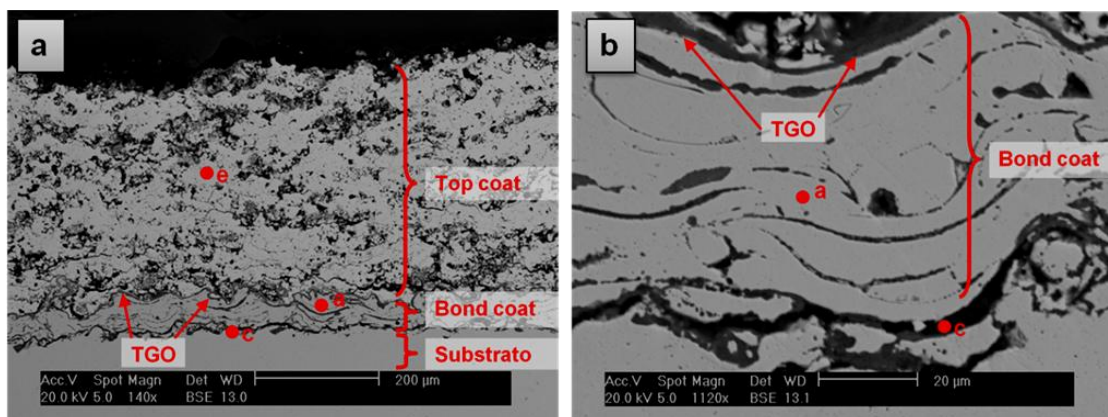


Figura 80 - MEV do CP 9.3 após 16h à 1150 °C. Em [a] visão geral e em [b] detalhe do bond coat.

Em [b], da Figura 80, tem-se a evidente presença de um filme de óxido formado na interface *bond coat/top coat* (TGO), o qual foi identificado por EDS ser uma região composta exclusivamente por alumínio e oxigênio. O espectro de EDS característico é igual ao apresentado na Figura 67 [b].

O TGO formado em 16 horas no CP9.3, visto na Figura 80 [b], apresenta uma espessura média de 2,52 μm . Isso significa que com ao quadrado do tempo (de 4 horas para 16 horas) há um crescimento de 19,43%. Sustentando o comportamento visto pelo ganho de massa, onde com o passar do tempo diminuiu a taxa de oxidação, remetendo ao comportamento esperado.

A Figura 81 mostra os espectros de EDS nos pontos 'a' (*bond coat*) e 'c' (interface substrato/*bond coat*) da Figura 80, respectivamente. A Tabela 46 mostra a quantificação dos elementos para esses mesmos pontos.

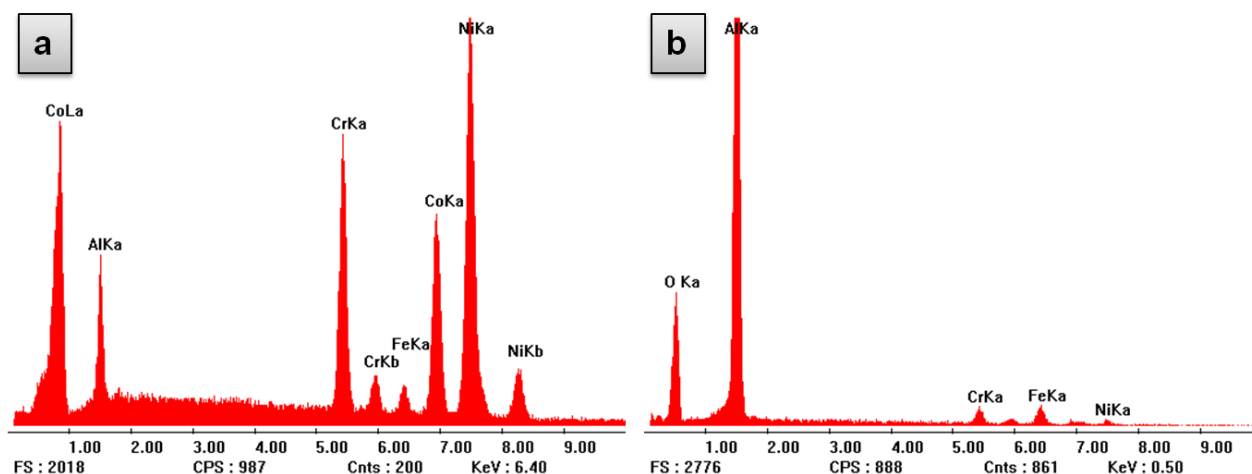


Figura 81 - Espectros de EDS do bond coat do CP 9.3. [a] ponto 'a' e [b] ponto 'c' referentes a Figura 80.

Tabela 46 - Pontos 'a' e 'c' da Figura 80, quantificação dos elementos.

Elementos (peso %)	Al	Cr	Co	Fe	Ni	O	Y
Ponto 'a'	6.194	16.750	23.531	2.356	51.169	----	
Fabricante	12,5	17	23	----	47	----	0,5
Ponto 'c'	61.559	3.878	----	6.421	2.139	26.002	

Tem-se que a liga depositada, ponto 'a', em relação aos elementos, se manteve em proporções próximas às fornecidas pelo fabricante, exceto o alumínio, o qual teve tempo de difundir para as interfaces, conforme o esperado. No entanto, a formação das áreas ricas em alumínio na interface substrato/*bond coat* apresentou uma fração considerável de oxigênio, ponto 'c', como visto no mesmo revestimento submetido a 4 horas de ensaio, sugerindo a formação de óxidos, principalmente de alumínio. Essa oxidação não era esperada, mas ocorreu devido a pequena espessura, a qual permitiu que o oxigênio chegasse nessa área através dos contornos interlamelares típicos de revestimentos depositados por APS.

A Figura 82 apresenta o MEV do *top coat* do CP 9.3, juntamente com o espectro de EDS referente ao ponto 'e' da Figura 80. É visto a estrutura característica dos revestimentos cerâmico depositados por APS, apresentando vazios e poros característicos deste tipo de revestimento.

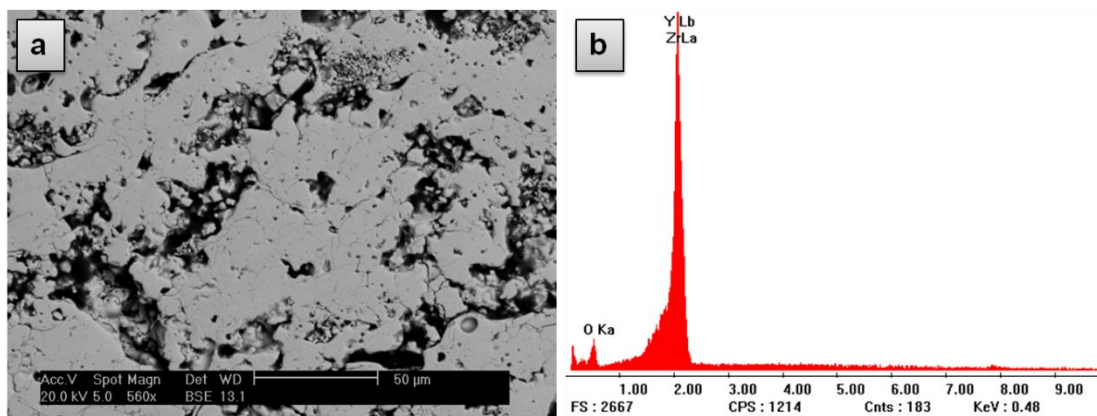


Figura 82 - [a] MEV top coat do CP 9.3. [b] Espectro de EDS para esta área, ponto 'e' da Figura 80.

A Tabela 47 mostra a quantificação dos elementos para esse mesmo ponto.

Tabela 47 - Ponto 'e' da Figura 80, quantificação dos elementos.

Elementos (peso %)	O	Y	Zr
Ponto 'e'	14.437	16.228	69.335

A Tabela 47 mostra o comportamento dos elementos no revestimento cerâmico após ensaio, sendo evidente que não houve contaminação do revestimento por elementos de liga do *bond coat*.

3.2.4 Revestimento TBC 03

Os resultados são apresentados em subseções diferentes, uma para cada tempo de ensaio.

Neste caso temos o seguinte TBC:

- *Bond coat*: BC3, liga Diamalloy 4008 NS (95%Ni5%Al)
- *Top coat*: TC2, liga ZRO 236-1 (93%ZrO₂7%Y₂O₃)

3.2.4.1 Revestimento TBC 03 submetido a 1150 °C por 4 horas

A Figura 83 mostra o CP 4.2 na condição de como aspergido, em [a] a visão geral e em [b] e [c] detalhes das extremidades de apoio durante a deposição.

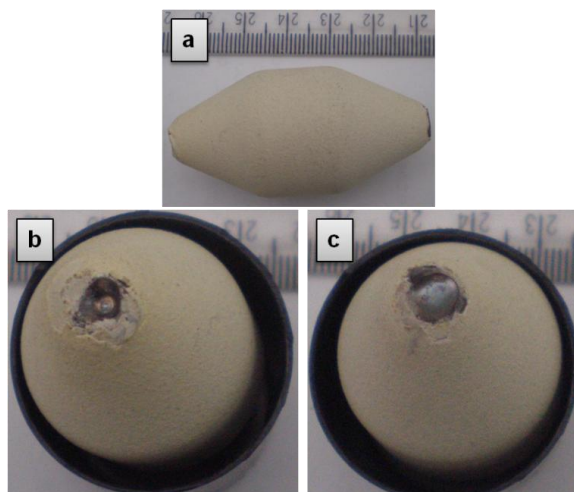


Figura 83 - CP 4.2 como aspergido. Detalhes: [a] visão geral, [b] e [c] extremidades.

A Figura 84 apresenta o mesmo CP após o ensaio, sendo mostrado em [a] que na área central de maior diâmetro o revestimento cerâmico se manteve íntegro, sem apresentar trincas macroscópicas. Já as extremidades, em [b] e [c], é visto um pequeno deslocamento que a oxidação do substrato gerou, o que foi facilitado pelos defeitos gerados pelos apoios durante as deposições.

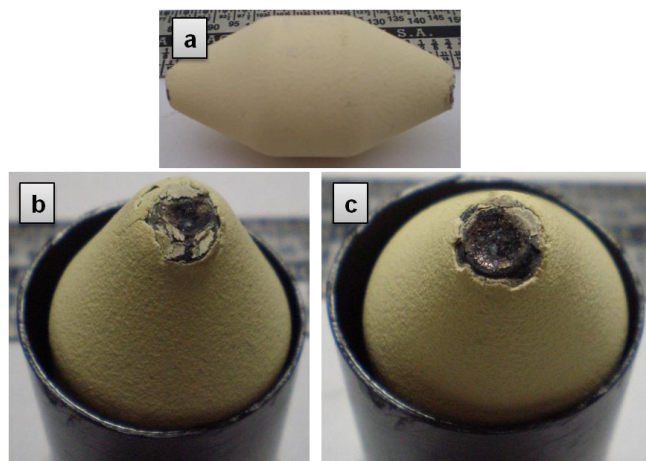


Figura 84 - CP 4.2 após 4h à 1150 °C. Detalhes [a] visão geral, [b] e [c] extremidade.

A Figura 85 mostra a microscopia ótica do CP 4.2 após o ensaio, sendo visível o deslocamento total do *top coat*, no entanto não houve falha coesiva no revestimento, ou seja, o revestimento cerâmico não se manteve aderido ao *bond coat*, mas se manteve íntegro, coeso em relação à interação entre as partículas cerâmicas depositadas, sem apresentar falhas interlamelares a ponto de gerar trincas que levassem o revestimento a falha total, expondo o *bond coat*.

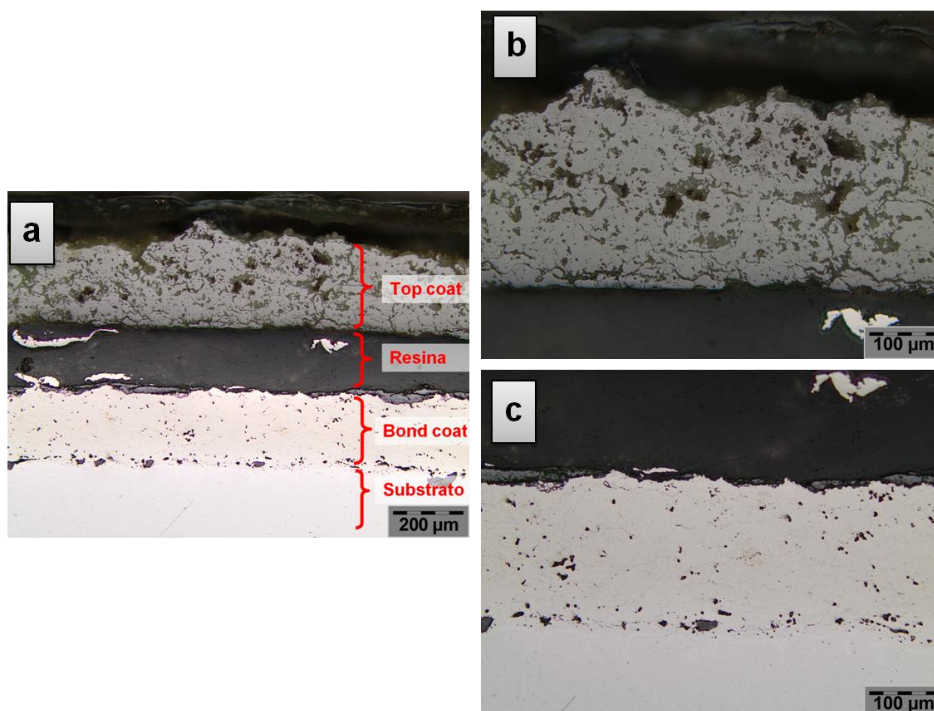


Figura 85 - Microscopia ótica do CP 4.2 após 4h à 1150 °C. Em detalhes de [a]: [b] revestimento cerâmico e [c] revestimento metálico.

Já o *bond coat* se apresenta com uma estrutura densa, com poucos contornos interlamelares, o que é característico do processo HVOF, porém os pontos escuros indicam a formação de alguns vazios (poros).

A Figura 86 mostra em maior ampliação os revestimentos do CP 4.2, em [e], [f], [g], [g.1], [h] e [h.1], em comparação com os mesmos revestimentos na condição de como aspergido, em [a], [b], [c] e [d]. Onde em [e] e [f] é possível perceber a densificação do revestimento cerâmico, quando comparado com a condição de como aspergido em [a] e [b], conforme visto para esta mesma liga no TBC 02.

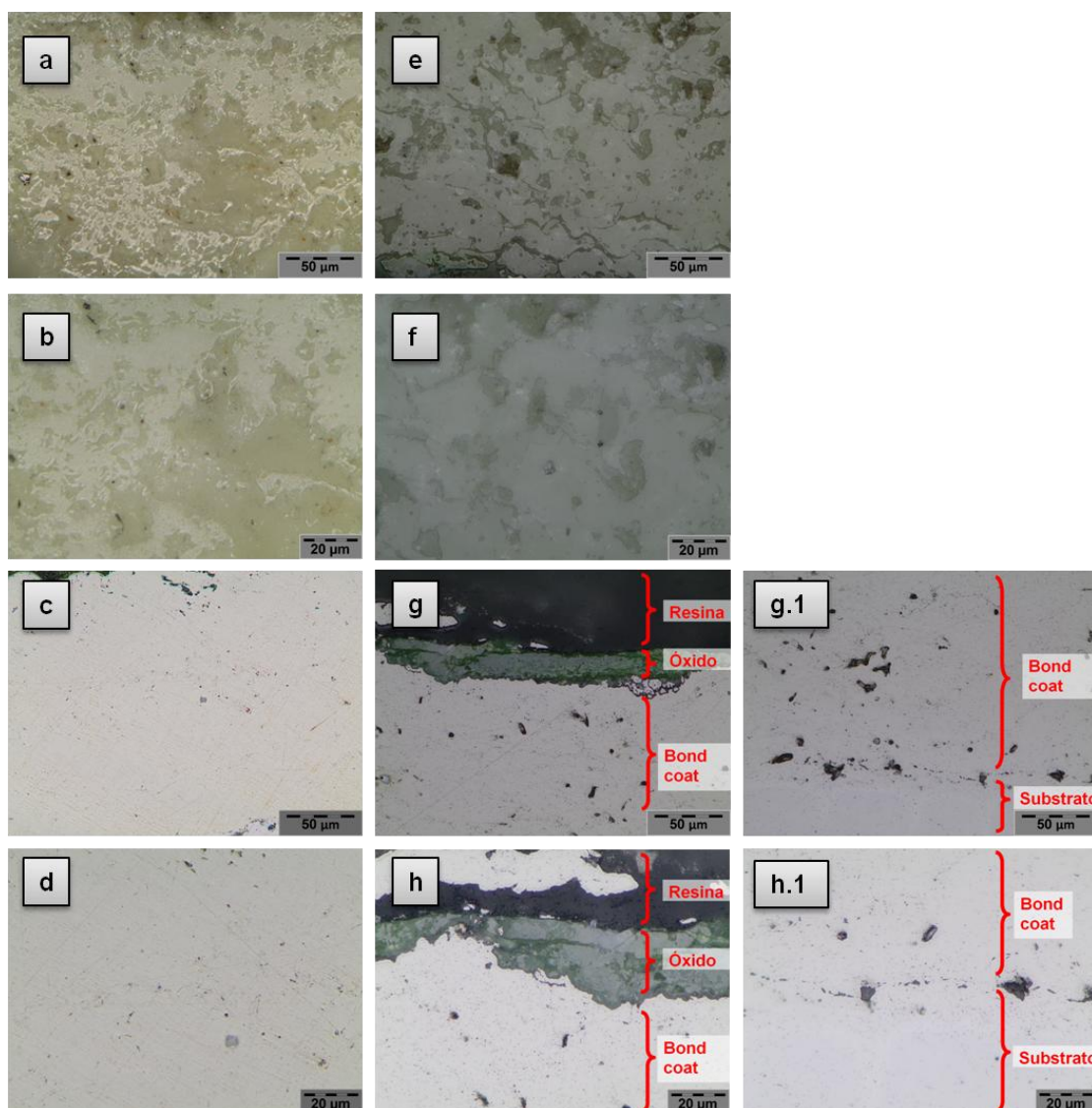


Figura 86 - Microscopia ótica do CP 4.2 após 4h à 1150 °C em [e] e [f] revestimento TC2 e [g], [g.1], [h] e [h.1] revestimento BC3. Em condição de como aspergido [a] e [b] TC2 e [c] e [d] BC3.

Já para o *bond coat*, a Figura 86 [g.1] e [h.1] revelam a formação de pequenos vazios e também mostra, na interface substrato/*bond coat*, que não ocorreu nenhuma alteração por oxidação ou formação de precipitados, sendo considerável a capacidade do revestimento de manter a integridade morfológica, podendo ser comparado à condição de como aspergido em [c] e [d], não apresentando sinais de oxidação interlamelar ou deslocamento do substrato. Em [g] e [h] é visto a formação de uma camada de óxidos, os quais, devido a grande espessura, causaram o deslocamento do *top coat*.

A Figura 87 mostra a imagem por MEV do CP 4.2 exposto a 1150 °C por 4h, em [a] a visão geral dos revestimentos, os pontos em vermelho marcados por letras são referentes às áreas análises por EDS, em [b] é apresentado o espectro de EDS

para o ponto 'a'. Neste caso não se tem uma evidência clara da formação de um filme de óxidos homogêneo (TGO), como nos outros TBCs.

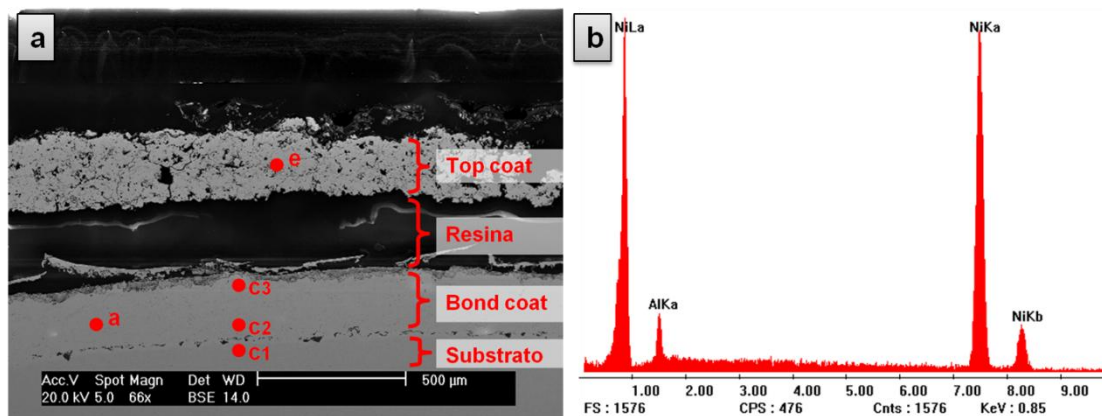


Figura 87 - [a] MEV da visão geral do CP 4.2 após ensaio. [b] Espectro de EDS do bond coat, ponto 'a' de [a].

Devido a formação de uma interface substrato/*bond coat* em que quase não é possível visualizar seus limites, foram feitos EDS nas áreas próximas localizadas abaixo ('c1') e acima ('c2') desta interface com o objetivo de verificar qual o comportamento e a influencia da difusão nesta área.

A Figura 88 [a] mostra em detalhe a imagem por MEV do CP 4.2 da interface substrato/*bond coat*, onde é visto não haver a formação das áreas ricas em alumínio, conforme ocorrido nas outras ligas, isso é reflexo da pequena quantidade deste elemento nesta liga. Em [b] é apresentado o espectro de EDS para o ponto 'c1' (substrato próximo ao *bond coat*).

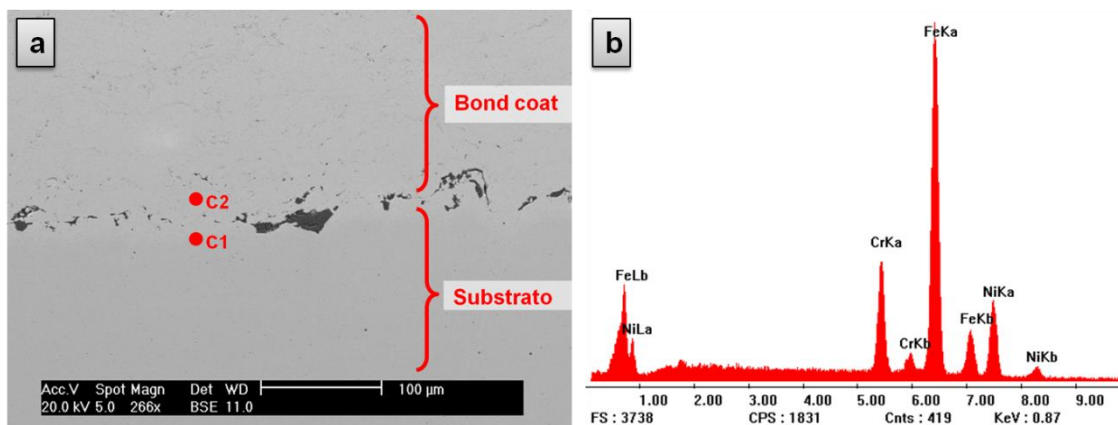


Figura 88 - [a] MEV da interface substrato/*bond coat* CP 4.2 após ensaio. [b] Espectro de EDS do *bond coat*, ponto 'c1' referente aos pontos marcados em [a].

A Figura 89 mostra os espectros de EDS nos pontos 'c2' (*bond coat* próximo ao substrato) e 'c3' (*bond coat* próximo ao TGO) da Figura 87.

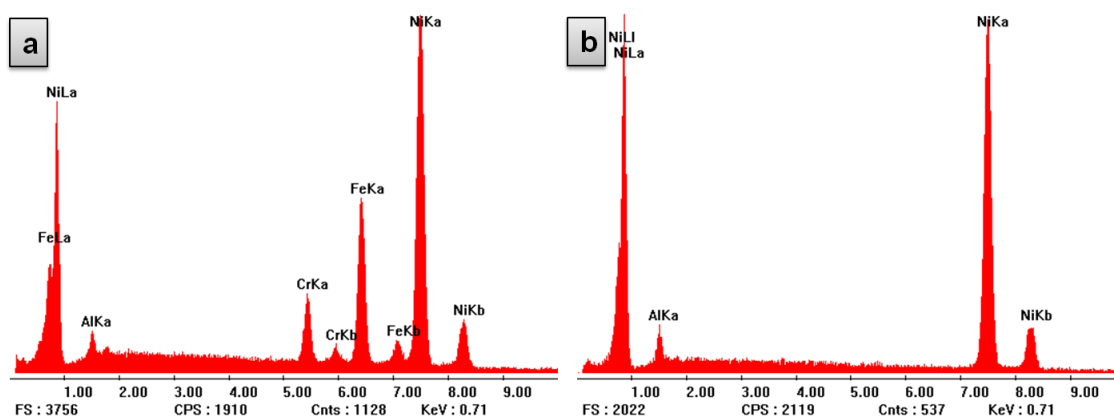


Figura 89 - Espectros de EDS do *bond coat* do CP 4.2. [a] ponto 'c2' (*bond coat* próximo ao substrato) e [b] ponto 'c3' (*bond coat* próximo ao TGO) a Figura 87.

A Tabela 48 mostra a quantificação dos elementos para os pontos analisados por EDS das Figura 87, Figura 88 e Figura 89.

Tabela 48 - Quantificação dos elementos para os pontos analisados no CP 4.2.

Elemento (peso %)	Al	Cr	Fe	Ni	O
Fabricante	5	----	----	95	----
Ponto 'a'	5.418	----	----	94.582	----
Ponto 'c1'	----	12.716	66.009	21.275	----
Ponto 'c2'	1.797	6.023	20.256	71.924	----
Ponto 'c3'	4.183	----	----	95.817	----

É visto que, para a região central do *bond coat*, ponto 'a', tem-se as mesmas proporções do elementos em relação ao fabricante. Bem como na região próxima a interface *bond coat/top coat* (ponto 'c3'). Isso mostra que houve pouca difusão do alumínio pela matriz. Já a interface substrato/*bond coat* mostra um região onde houve grande difusão de ferro e menos de cromo, do substrato (ponto 'c1') para o *bond coat* (ponto 'c2').

O aumento de aderência esperado dessa interação ocorrida na interface com o substrato seria ideal, se não fosse o comportamento da oxidação observado na interface *bond coat/top coat*, o qual é visto na Figura 90, que mostra a morfologia da área composta pelos óxidos formados sobre o *bond coat* do CP 4.2. Em [a] é visto em detalhe a imagem por MEV, em [b], [c] e [d] são apresentados o espectro de EDS para o ponto 'd1', 'd2' e 'd3', respectivamente.

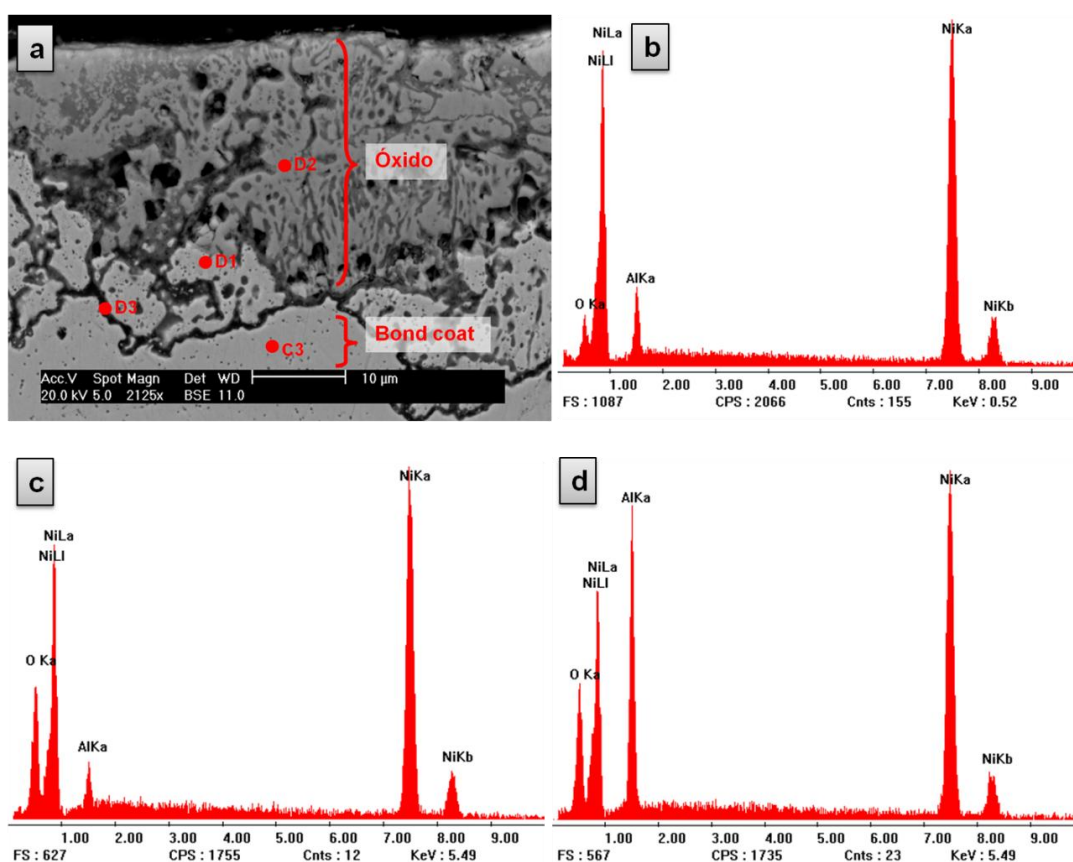


Figura 90 - Em [a] MEV da interface bond coat/óxidos CP 4.2 após ensaio. Em [b], [c] e [d] espectros de EDS dos produtos da oxidação, respectivamente para os pontos 'd1', 'd2' e 'd3'.

Os óxidos de níquel formados são muito frágeis e incapazes formarem um filme homogêneo e coeso nas condições do teste, o que desencadeia um sequencia de formação de óxidos frágeis de níquel, formando a estrutura vista em [a] da Figura 90.

A Tabela 49 mostra a quantificação dos elementos para os pontos analisados por EDS da Figura 90.

Tabela 49 - Quantificação dos elementos para os pontos 'd1', 'd2' e 'd3' do CP 4.2.

Elemento (peso %)	Al	Ni	O
Ponto 'd1'	6.442	89.345	4.213
Ponto 'd2'	4.670	83.360	11.971
Ponto 'd3'	19.287	70.330	10.383

É visto que quanto mais longe do *bond coat* tem-se uma menor quantidade de alumínio (ponto 'd2'), isso sugere que, durante as primeiras horas de ensaio, a

pequena quantidade de alumínio não foi suficiente para formar um filme homogêneo que isolasse o *bond coat* da atmosfera oxidante, permitindo a oxidação do níquel.

Para a área referente ao ponto 'd3', tem-se a tendência no aumento de alumínio, sugerindo a formação de uma camada de óxido rica em alumínio. Esta que pode ser chamada de TGO apresentou uma espessura média de 0,58 μm .

A Figura 91 apresenta o MEV do *top coat* do CP 4.2 juntamente com o espectro de EDS referente ao ponto 'e' da Figura 87. É visto em [a] a estrutura característica dos revestimentos cerâmicos depositados por APS, apresentando vazios e poros característicos deste tipo de revestimento. Bem como microtrincas transversais, as quais são resultado das tensões geradas pelo deslocamento causado pelos óxidos formados sobre o *bond coat*.

A Tabela 50 mostra a quantificação dos elementos para esse mesmo ponto, mostrando o comportamento dos elementos no revestimento cerâmico após ensaio, sendo evidente que não houve contaminação do revestimento por elementos de liga do *bond coat*.

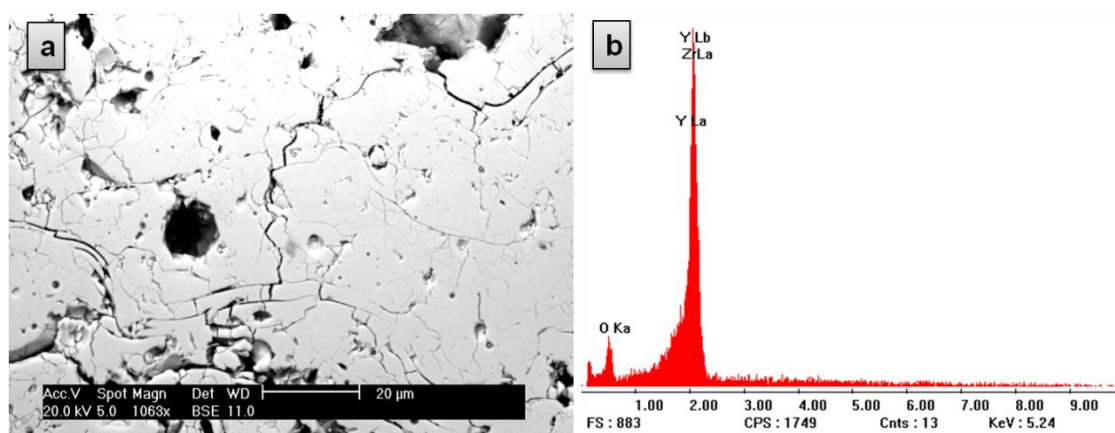


Figura 91 - Em [a] MEV top coat do CP 4.2. [b] Espectro de EDS para esta área, ponto 'e' da Figura 87.

Tabela 50 - Ponto 'e' da Figura 87, quantificação dos elementos.

Elementos (peso %)	O	Y	Zr
Ponto 'e'	22.950	16.445	60.606

3.2.4.2 Revestimento TBC 03 submetido a 1150 °C por 16 horas

A Figura 92 mostra o CP 4.1 na condição de como aspergido.

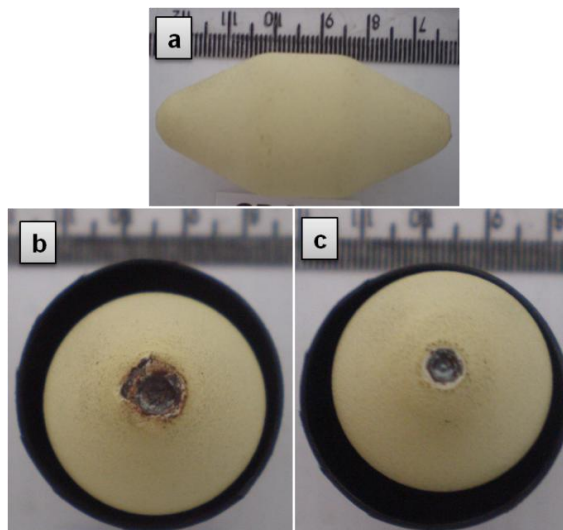


Figura 92 - CP 4.1 como aspergido. Detalhes: [a] visão geral, [b] e [c] extremidades.

A Figura 93 mostra o mesmo CP após o ensaio, sendo mostrado em [a] que na área central de maior diâmetro o revestimento cerâmico se manteve íntegro, sem apresentar trincas macroscópicas. Já as extremidades, em [b] e [c], é visto a presença de trincas no sentido longitudinal do CP, estas são resultado expansão volumétrica causada pela oxidação excessiva do *bond coat* devido ao efeito borda causado pela exposição do substrato nos pontos de apoio utilizados durante a deposição.

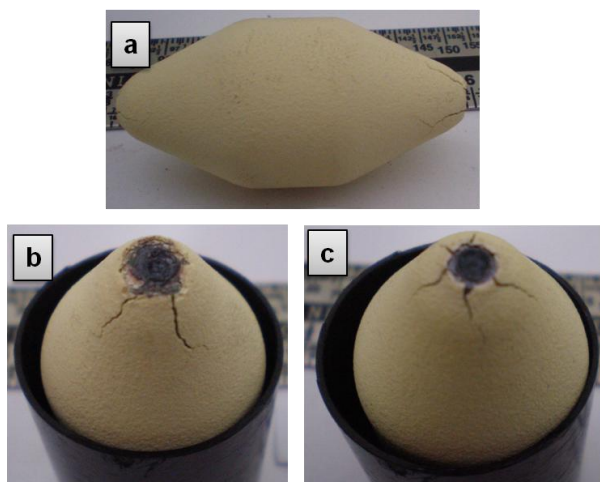


Figura 93 - CP 4.1 após 16h à 1150 °C. Detalhes [a] visão geral, [b] e [c] extremidade.

A Figura 94 mostra a microscopia ótica do CP 4.1 após o ensaio, semelhante ao ocorrido no CP4.2, tem-se o deslocamento total do *top coat*, no entanto não houve falha coesiva no revestimento, ou seja, o revestimento cerâmico não se manteve aderido ao *bond coat*, mas se manteve íntegro, coeso em relação à interação entre as partículas depositadas, sem apresentar falhas interlamelares a ponto de gerar trincas que levassem o revestimento a falha total, expondo o *bond coat*.

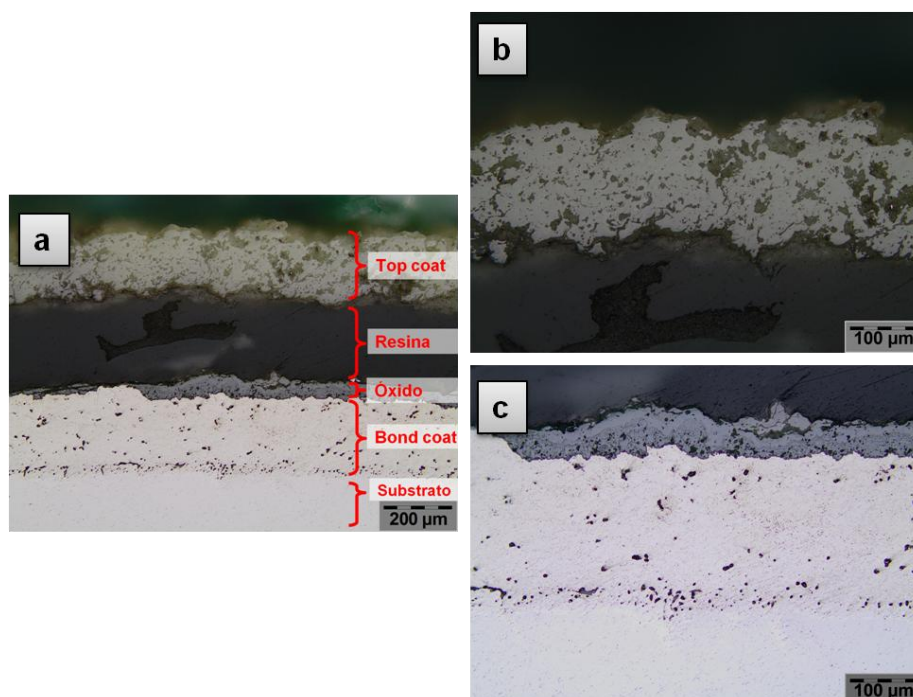


Figura 94 - Microscopia ótica do CP 4.1 após 16h à 1150 °C. Em detalhes de [a]: [b] revestimento cerâmico e [c] revestimento metálico.

Já o *bond coat*, igualmente ao observado no CP4.2, se apresenta com uma estrutura densa, com poucos contornos interlamelares, o que é característico do processo HVOF, porém os pontos escuros indicam a formação de alguns vazios.

A Figura 95 mostra em maior ampliação os revestimentos do CP 4.1, em [e], [f], [g], [g.1] e [h], em comparação com os mesmos revestimentos na condição de como aspergido, em [a], [b], [c] e [d]. Onde em [e] e [f] é possível perceber a densificação do revestimento cerâmico, quando comparado com a condição de como aspergido em [a] e [b], e ainda um efeito acentuado em comparação com a condição de 4 horas (Figura 86 [e] e [f]).

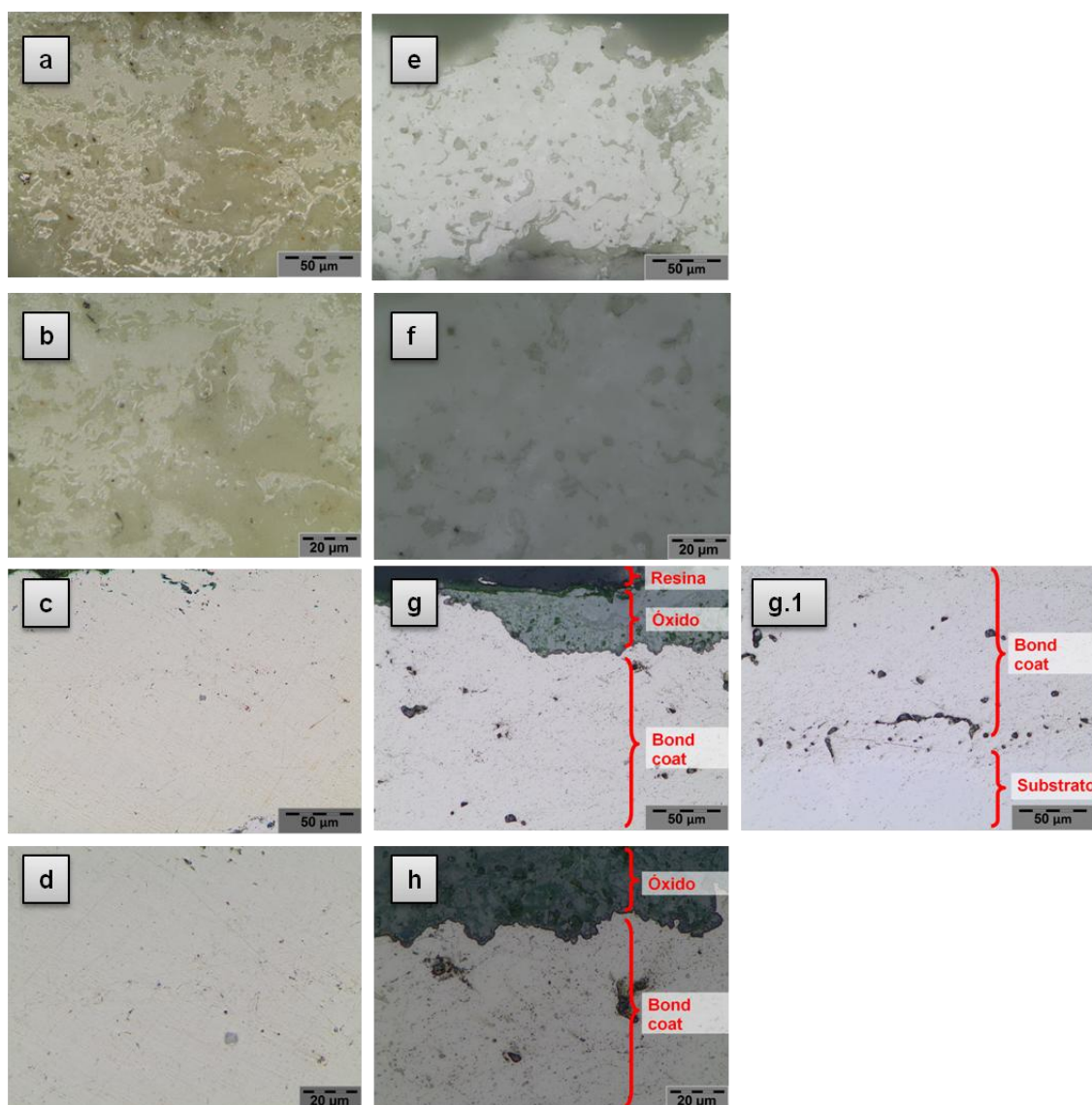


Figura 95 - Microscopia ótica do CP 4.1 após 4h à 1150 °C em [e] e [f] revestimento TC2 e [g], [g.1] e [h] revestimento BC3. Em condição de como aspergido [a] e [b] TC2 e [c] e [d] BC3.

Já para o *bond coat*, a Figura 95 [g.1] revela a formação de pequenos vazios e também mostra, na interface substrato/*bond coat*, que não ocorreu nenhuma alteração por oxidação ou formação de precipitados, sendo considerável a capacidade do revestimento de manter a integridade morfológica, podendo ser comparado à condição de como aspergido em [c] e [d], não apresentando sinais de oxidação interlamelar ou deslocamento do substrato. Em [g] e [h] é visto a formação de uma camada de óxidos, os quais devido a grande espessura causaram o deslocamento do *top coat*.

A Figura 96 mostra a imagem por MEV do CP 4.2 exposto a 1150 °C por 16h, em [a] a visão geral dos revestimentos, os pontos em vermelho marcados por letras

são referentes às áreas análises por EDS, em [b] é apresentado o espectro de EDS para o ponto 'b'.

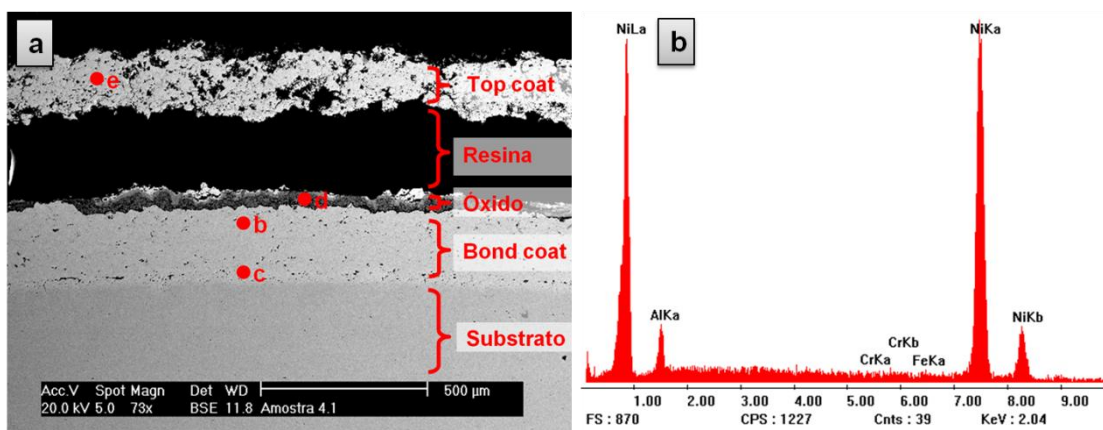


Figura 96 - [a] MEV da visão geral do CP 4.1 após ensaio. [b] Espectro de EDS do bond coat, ponto 'a' de [a].

A Figura 97[a] mostra em detalhe a imagem por MEV do CP 4.1 da interface substrato/*bond coat*, como visto anteriormente para esta mesma liga, não há formação das áreas ricas em alumínio, conforme ocorrido nas outras ligas, isso é reflexo da pequena quantidade deste elemento nesta liga, em [b] é apresentado o espectro de EDS para o ponto 'c' (*bond coat* próximo ao substrato).

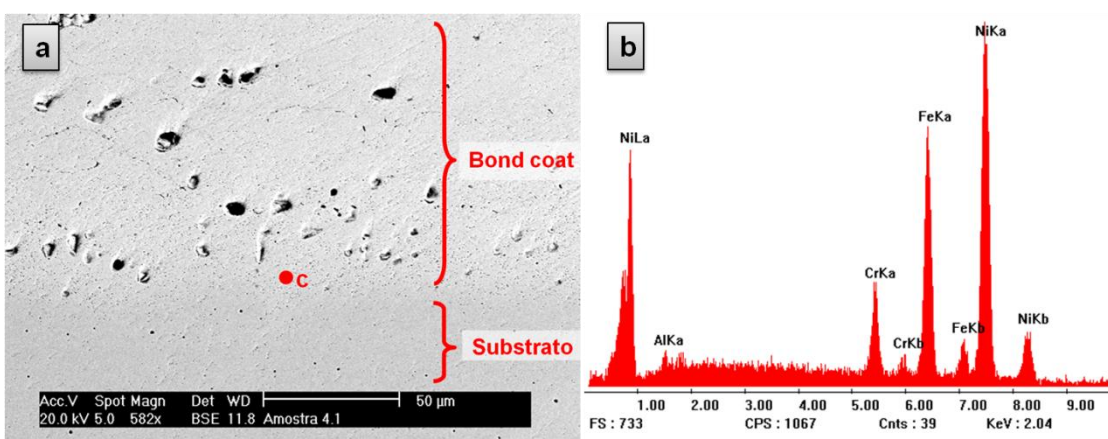


Figura 97 - [a] MEV da interface substrato/bond coat CP 4.1 após ensaio. [b] Espectro de EDS do bond coat, ponto 'c' referente aos pontos de [a] e da Figura 96.

A Tabela 51 mostra a quantificação dos elementos para os pontos analisados por EDS das Figura 96 e Figura 97.

Tabela 51 - Quantificação dos elementos para os pontos analisados no CP 4.1.

Elemento (peso %)	Al	Cr	Fe	Ni	O
Fabricante	5	-----	-----	95	-----
Ponto 'b'	5.095	0.443	0.491	93.971	-----
Ponto 'c'	0.921	6.623	27.420	65.036	-----

É visto que, para a região do *bond coat* próxima ao cerâmico, ponto 'b', tem-se as mesmas proporções do elementos em relação ao fabricante, sendo desconsiderado a presença de ferro e cromo por apresentarem proporções muito pequenas. Já a área próxima à interface substrato/*bond coat*, ponto 'c', mostra um região onde houve uma considerável difusão de ferro e um menos de cromo, do substrato para o *bond coat*.

A difusão entre substrato e revestimento é um comportamento esperado na aspersão térmica e ainda mais nas condições testadas (alta temperatura e tempo), favorecendo a aderência e com isso aumentando a vida útil do revestimento.

A Figura 98 mostra a análise da área composta pelos óxidos formados sobre o *bond coat* do CP 4.1. [a] mostra em detalhe a imagem por MEV, em [b] é apresentado o espectro de EDS para o ponto 'd'.

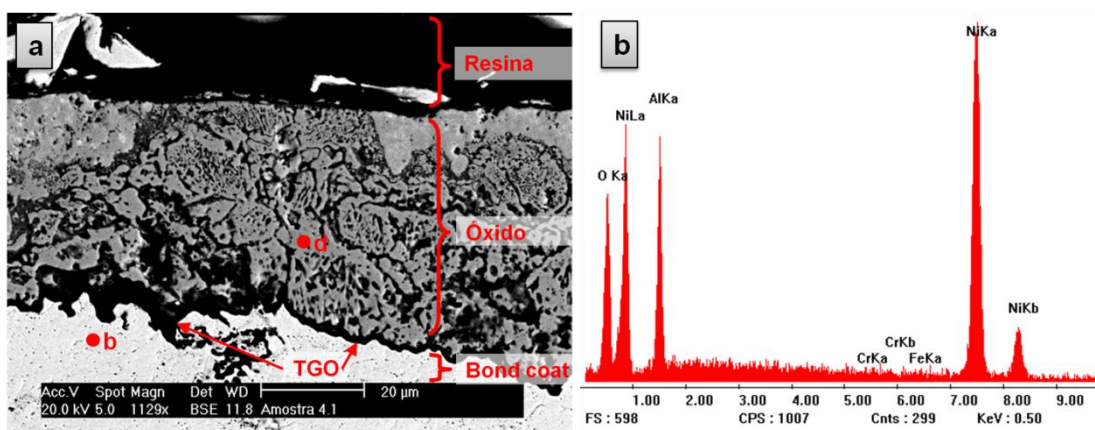


Figura 98 - Em [a] MEV da interface bond coat/óxidos CP 4.1 após ensaio. Em [b] espectro de EDS dos produtos da oxidação, para o ponto 'd'.

Nesta condição de 16 horas de ensaio temos a evidencia clara da formação de um filme de óxido homogêneo (TGO), como nos outros TBCs, onde o espectro de EDS característico é igual ao apresentado na Figura 67 [b]. Tem-se para este uma espessura media de 2,68 µm. Isso significa que com ao quadrado do tempo (de 4 horas para 16 horas) houve um crescimento de 362,06%. Sustentando o

comportamento visto pelo ganho de massa, onde com o passar do tempo aumentou a taxa de oxidação, esse comportamento não é o ideal para o *bond coat* de um TBC, pois é evidente a incapacidade dos óxidos formados produzirem um filme protetor à oxidação e ainda uma interface *bond coat/top coat* que garanta a aderência do revestimento cerâmico

A Tabela 52 mostra a quantificação dos elementos para o ponto analisado por EDS na região oxidada sobre o *bond coat*, referente as Figura 98 [b], confirmando a maior fração de níquel, reforçando a hipótese sugerida no CP4.2 onde tem-se a formação dos óxidos de níquel antes da formação do filme de alumínio (TGO).

Tabela 52 - Quantificação dos elementos para o ponto analisado na região oxidada do CP 4.1.

Elemento (peso %)	Al	Cr	Fe	Ni	O
Ponto 'd'	13.987	0.325	0.395	72.348	12.945

A Figura 99 apresenta o MEV do top coat do CP 4.1, juntamente com o espectro de EDS referente ao ponto 'e' da Figura 96. Tem-se, novamente, a morfologia característica para os revestimentos cerâmicos depositados por APS e submetidos a alta temperatura, apresentando uma região clara, onde tem-se o revestimento densificado com contornos interlamelares, vazios nas regiões escuras, poros, e partículas fragmentas.

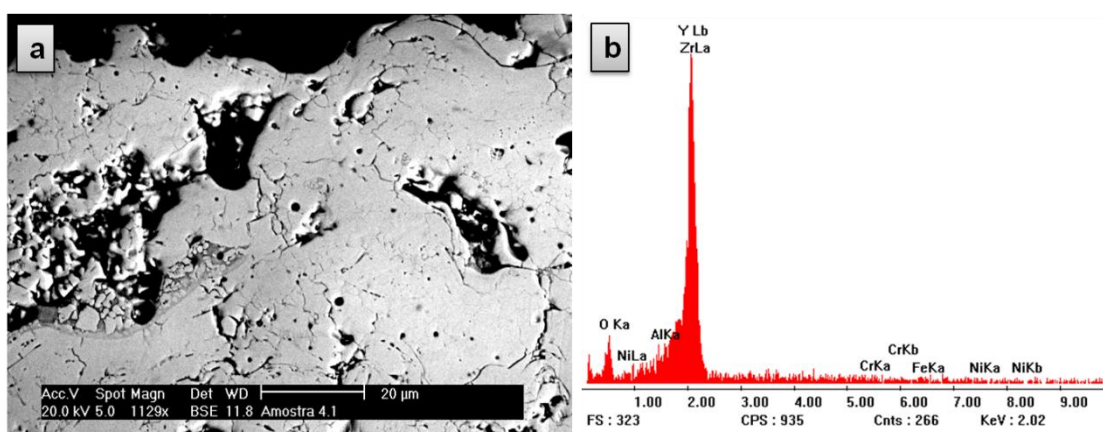


Figura 99 - [a] MEV top coat do CP 4.1. [b] Espectro de EDS para esta área, ponto 'e' da Figura 96.

A Tabela 53 apresenta a quantificação dos elementos para esse mesmo ponto mostrando o comportamento dos elementos no revestimento cerâmico após

ensaio, sendo evidente que não houve contaminação do revestimento por elementos de liga do *bond coat*.

Tabela 53 - Ponto 'e' da Figura 96, quantificação dos elementos.

Elemento (peso %)	O	Y	Zr
Ponto 'e'	19.953	19,048	60.997

3.2.5 Comparações entre os revestimentos

A Tabela 54 reúne as informações relacionadas aos TGOs observados nas imagens por MEV.

Tabela 54 - Espessura de TGO para 4 e 16 horas.

	Nome da liga	Composição	Espessura média (μm)		Crescimento em %
			4 h	16 h	
BC1	Ni-343	Ni22%Cr10%Al1%Y	1,71	2,71	58,47
BC2	Amdry 365-2	Ni23%Co17%Cr12,5%Al0,45%Y	2,11	2,52	19,43
BC3	Diamalloy 4008 NS	Ni5%Al	0,58	2,68	362,06

A Figura 100 mostra um gráfico com as informações referentes à espessura média dos TGOs formados, conforme apresentados pela Tabela 54, permitindo visualizar e comparar o percentual de crescimento do TGO para cada TBC.

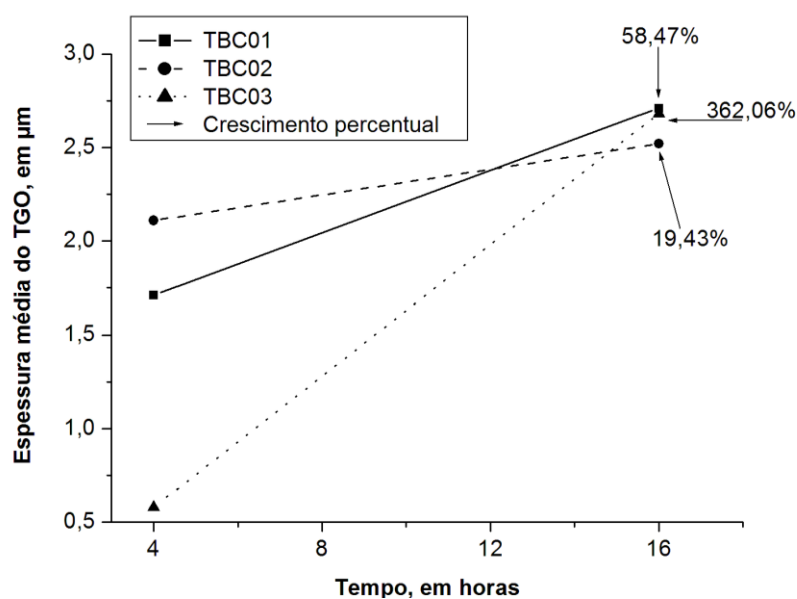


Figura 100 - Espessura de TGO para 4 e 16 horas.

Tem-se que, em relação ao crescimento do TGO durante o ensaio, o revestimento preparado a partir da liga BC1 (Ni-343), é visto o maior valor de espessura de TGO em 16 horas, no entanto este valor está abaixo do limite crítico ao ponto de causar a falha do cerâmico, e ainda o crescimento de 58,47% indica uma redução na velocidade de crescimento em relação às primeiras 4 horas. Quando levado em consideração os resultados de ganho de massa, onde ocorreu o comportamento esperado, apresentando uma grande redução do ganho de massa com o passar do tempo, tem-se a condição mais próxima do ideal, pois o menor ganho de massa é referente ao TGO com maior espessura, sem causar a falha do cerâmico por deslocamento, no entanto seria necessário um número de horas maior para conhecer melhor a capacidade do TGO de reduzir sua taxa de aumento de espessura.

Para o revestimento preparado a partir da liga BC2 (Amdry 365-2), tem-se a menor espessura final após as 16 horas em 1150 °C, apresentando um crescimento de apenas 19,43%, com a maior velocidade de formação, pois após as primeiras 4 horas se mostra a maior espessura. Isso significa que o revestimento foi capaz de formar um TGO mais resistente à oxidação em um menor tempo. No entanto, quando levado em consideração os resultados de ganho de massa, tem-se que não é visto o comportamento esperado, apresentando um ganho de massa superior ao ideal para o maior tempo. Esse comportamento ocorreu devido à formação de óxidos na interface substrato/*bond coat*, o que foi facilitado pela pequena espessura obtida durante as deposições por APS, bem como nas interfaces das lamelas.

Para o revestimento preparado a partir da liga BC3 (4008 NS), é visto uma velocidade de formação do TGO muito lenta, conforme visto pelas microscopias para as primeiras 4 horas praticamente não há TGO, sendo que após 16 horas é visto a sua formação, porém apresentando um crescimento de 362,06%, com um comportamento de ganho de massa extremamente fora do esperado, pois apesar de apresentar um comportamento esperado (redução na velocidade de crescimento com o passar do tempo), este ocorre em valores de grandezas muito superiores aos observados para o TBC 01, considerado como mais próximo do ideal.

4 CONCLUSÕES E CONSIDERAÇÕES FINAIS

Como se trata de uma pesquisa exploratória, a qual se teve como proposta aplicar, testar e caracterizar revestimentos para elevada temperatura do tipo barreira térmica (TBC), sendo que os materiais utilizados para os revestimentos são ligas comerciais já utilizadas por empresas situadas fora do país, aplicadas na produção e manutenção de palhetas de turbinas a gás, tem-se que o objetivo geral e específico foi atingido.

Com os resultados da primeira etapa tem-se as conclusões, onde foi visto que a faixa de rugosidade que proporcionou a melhor aderência foi conseguida com o abrasivo 36 mesh e os parâmetros ideais são, para as ligas aplicadas como *bond coat*:

- Ni-343: distância de deposição com 150 mm, a taxa de alimentação do pó com 40 g/min e a pressão do gás de arraste em 150 psi;
- 4008 NS: distância de deposição com 150 mm e a taxa de alimentação do pó com 40 g/min;
- A365-2: corrente em 440 A e a taxa de alimentação do pó com 70 g/min.

E para as ligas aplicadas como *top coat*:

- 204C-NS: corrente com 800 A e a taxa de alimentação com 50 g/min;
- Al-1075: corrente com 800 A e a distância de deposição com 100 mm;
- ZRO-236: taxa de alimentação com 30 g/min e fluxo de gás de arraste com 0,8 l/min.

Baseado no comportamento apresentado pelos TBCs na segunda etapa, onde foram testados em relação ao ganho de massa por unidade de área, a morfologia após ensaio e a formação da TGO, tem-se a clara evidência do diferente comportamento entre os revestimentos em relação à oxidação em elevada temperatura para a mesma condição de teste.

É pertinente afirmar que a morfologia mais próxima do ideal para *bond coats* é obtida com o processo HVOF, quando comparada ao processo APS, pois a estrutura

lamelar resultante do APS é mais propícia a formação de óxidos interlamelares, já a estrutura densa (baixos teores de poros e óxidos) do HVOF, neste caso, se torna uma barreira mais eficiente à oxidação interlamelar em elevada temperatura.

O que sustenta essa afirmação são os resultados do ensaio de oxidação isotérmica, onde os resultados mostram que a liga que obteve o melhor desempenho foi a Ni-343, depositada por HVOF, sendo confirmada a integridade morfológica do revestimento pelas análises microscópicas. Sendo pertinente observar que para a outra ligada depositada por HVOF, 4008-NS, mesmo apresentando o pior desempenho em relação ao ganho de massa, se mostrou com ótima integridade morfológica após os ensaios.

Em relação à formação da TGO, tem-se que a liga com 12,5% de alumínio (Amdry 365-2 depositada por APS) se mostrou mais eficiente, apresentando o crescimento mais rápido para as primeiras 4 horas juntamente com menor crescimento após as 16 horas, indicando uma tendência a reduzir sua taxa de crescimento com o passar do tempo. Isso permite afirmar que o filme formado de fato foi o mais estável em elevada temperatura.

Já, a liga com 10% de alumínio (Ni-343 depositada por HVOF) apresentou ótimo comportamento para as primeiras 4 horas, sendo o menor crescimento da camada de TGO, no entanto manteve uma taxa de crescimento alta quando comparada a liga Amdry 365-2, sendo possível, para um tempo maior, causar a falha do revestimento cerâmico por deslocamento.

E, para a liga com 5% alumínio (4008-NS depositada por HVOF), tem-se durante as primeiras 4 horas a formação de óxidos ricos em níquel (que são frágeis e não impedem a continuidade da oxidação) sem apresentar uma camada uniforme de óxidos ricos em alumínio que caracterizem o TGO esperado. Sendo que estes óxidos causaram o deslocamento do revestimento cerâmico, sendo inadequado aplicar tal liga em um TBC.

Sendo assim uma liga 4008-NS, depositada por HVOF, é considerada incapaz de cumprir com a função esperada para um *bond coat*.

Portanto, de um modo geral, tem-se que a liga para *bond coat* que apresentou o melhor desempenho foi a Ni-343 depositada por HVOF, seguida pela Amdry 365-2 depositada por APS, em relação ao crescimento do TGO. As quais se mostram capazes de cumprirem a função de camada de ligação, formando um TGO uniforme, sendo claro a utilização dessas ligas na produção e manutenção de palhetas de turbinas.

Tendo em vista o comportamento evidenciado pelos resultados dos ensaios de desempenho em elevada temperatura, apresentados na segunda etapa, para as ligas cerâmicas (*top coat*) é pertinente afirmar que os parâmetros definidos como otimizados, apresentados nas conclusões da primeira etapa, produziram revestimentos que, nas condições testadas (em função de tempo e temperatura), se mostraram capazes de resistir aos testes, ou seja, não apresentarem falhas por deslocamento, tanto por falta de aderência, como pelas tensões geradas a partir do crescimento da TGO e também a partir da expansão volumétrica da própria cerâmica, gerada pelas tensões térmicas induzidas pelos ensaios.

Ainda em relação às ligas depositadas como *top coat* tem-se que ambas apresentaram uma mudança morfológica após o ensaio isotérmico em elevada temperatura, sendo esta definida com uma densificação entre as partículas aspergidas.

Contanto é pertinente inferir que ambos os *top coats* são resistentes ao fenômeno de densificação dos revestimentos cerâmicos, não afetando sua integridade estrutural, ou seja, a densificação não causa falhas, desde trincas como deslocamento, nas condições de tempo e temperatura testadas, sugerindo ser correto o processo e a metodologia empregada para a obtenção destes revestimentos.

Portanto, assume-se neste trabalho a capacidade de aplicar, de forma otimizada, ligas comerciais capazes de produzir um revestimento de barreira térmica (TBC).

4.1 PROPOSTA PARA NOVOS TRABALHOS

- Estudar e desenvolver uma metodologia para os processos, de tal forma que aumente a precisão em relação a espessura dos revestimentos aspergidos.
- Substituir o substrato de aço inoxidável por substrato de superligas de níquel, para que não haja influência da oxidação do substrato nos ensaio de desempenho em elevada temperatura.
- Redepositar as ligas Ni-343 e Amdry 365-2 e realizar o teste de oxidação isotérmica com tempo de ensaio maior, permitindo identificar a cinética de ganho de massa de uma forma representativa. E ainda para conhecer melhor o revestimento Amdry 365-2 é preciso depositar uma camada de maior espessura, de forma a garantir a isolação do substrato e assim ter um resultado de ganho de massa com maior confiabilidade.
- Redepositar as mesmas ligas, com os parâmetros aqui propostos, a fim de realizar outros testes de validação, tais como: ensaio de oxidação em ciclagem térmica e ciclagem térmica em *burner rig* (dispositivo para ensaio de elevada temperatura, onde o revestimento é submetido a uma condição mais próxima à condição de operação, ou seja, neste o revestimento está em contato com uma chama produzida a partir da combustão de gás natural, durante um determinado tempo ou temperatura).

5 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] OSYKA, A. S.; RYBNIKOV, A.; LEONTIEV, S. A.; NIKITIN, N. V.; MALASHENKO, I. S., Experience with metal/ceramic coating in stationary gas turbines. **Surface and Coatings Technology**, v. 76-77, p. 86-94, 1995.
- [2] BOYCE, M. P., Gas Turbine Engineering Handbook. Gulf Professional Company, **Elsevier Inc.**, 3ª Edição, 960 p., 2006.
- [3] HILL, M. D.; DOMINGUES, L. P., Creating a effective barrier. **Ceramic Industry**, v. 153, n. 10, p. 17-19, sept. 2003.
- [4] ALMEIDA, D. S., Estudo De Revestimentos Cerâmicos Sobre Substrato Metálico, Obtidos Por Deposição Física De Vapores Por Feixe De Elétrons Para Aplicação Como Barreira Térmica. **Tese de Doutorado**. INPE. 2005.
- [5] MOSKAL, G., Thermal barrier coatings: characteristics of microstructure and properties, generation and directions of development of bond, **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. v. 3, ed. 2, p. 323-331, 2009.
- [6] PAREDES, R. S. C., ASPERSÃO TÉRMICA, **Texto Guia da Disciplina de Aspersão Térmica na Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFPR** (disponível na Biblioteca da UFPR-Centro Politécnico). Universidade Federal do Paraná. 2009
- [7] NICHOLLS, J.R.; DEAKIN, M.J.; RICKERBY, D. S., A comparison between the erosion behavior of thermal spray and electron beam physical vapour deposition thermal barrier coating. **Wear**, n. 233-235, p. 352-361, 1999.
- [8] WELLMAN, R. G.; NICHOLLS, J. R., Some observations on erosion mechanisms of EBPVD TBCs. **Wear**, v. 242, n. 1-2, p. 89-96, 2000.
- [9] WU, J., GUO, H., ZHOU, L., WANG, L., Gong, S., Microstructure and Thermal Properties of Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings from Nanostructured YSZ. **Journal of Thermal Spray Technology**. 2010.

- [10] PAREDES, R. S. C., Estudo de revestimentos de alumínio depositados por três processos de aspersão térmica para a proteção do aço contra a corrosão marinha. **Tese de doutorado**. UFSC, 1998.
- [11] EVANS, A. G.; He, M. Y.; HUTCHINSON; J. W., Mechanics-based scaling laws for the durability of TBC. **Progress in Materials Science**, v. 46, n.3-4, p. 249-271, 2001.
- [12] FUNATANI, K., Emerging technology in surface modification of light metal. **Surface and Coatings Technology**, v. 133 - 134, p. 264-272, 2000.
- [13] MUMM, D. R.; EVANS, A. G.; SPITSBERG, I. T., Characterization of a cyclic displacement instability for a TGO in a TBC. **Acta Materialia**, v. 49, n.12, p.2329-2340, 2001.
- [14] PADTURE, N., GELL, M., JORDAN, E. H., Thermal Barrier Coatings for Gas-Turbine Engine Applications, **Science**, v. 296, p. 280-284, 2002.
- [15] TAKIMI, A. S., Obtenção de superligas de NiCrAlY nanoestruturadas por moagem de alta energia e sua aplicação por aspersão térmica hipersônica (HVOF). **Dissertação de mestrado**. Porto Alegre: UFRGS, 2004.
- [16] PUKASIEWICZ, A. G. M., Desenvolvimento de Revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni Resistentes à Cavitação Depositados por Aspersão ASP, **Tese de Doutorado**, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais e Processos da Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2008,
- [17] MARIANO, C.; PAREDES, R. S. C.; FRARE JÚNIOR, A. F., Desenvolvimento de Revestimentos de Nióbio Resistentes a Elevadas Temperaturas Depositados por Aspersão Térmica. **4º PDPETRO**, Campinas, SP, 2007.
- [18] LIMA, C. R. C.; TREVISAN, R. da E., Ensaios de Adesão em Revestimentos Metal-cerâmicos Obtidos por Aspersão Térmica a Plasma. **Ciência & Tecnologia**, nº 13, p. 51-62, jun. 1999.

- [19] PAREDES, R. S. C., Aspersão Térmica. **Texto Guia**. (Curso de Especialização em Engenharia de Materiais Metálicos) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 1999.
- [20] ASM - American Society for Metals, v. 5, **Surface Engineering**, Materials Park, OH, Estados Unidos, ASM Handbook, 1994.
- [21] NOVICKI, N., Aplicação da aspersão térmica na soldagem em operação de tubulações com pequena espessura remanescente. **Tese de Doutorado**, 207. Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, Programa de Pós-Graduação Em Engenharia Mecânica. 2008.
- [22] SCHIEFLER FILHO, M. F. O., Estudo microestrutural e eletroquímico de revestimentos metálicos depositados por aspersão térmica. **Tese de Doutorado**, 313f. Universidade Federal de Santa Catarina, 2004.
- [23] SULZER METCO, Revestimentos e Superfícies. **Processos de Aspersão Térmica: HVOF e APS**. Disponível em: <<http://www.sulzermetco.com>>. Acesso em: 13 fev. 2012.
- [24] **SAINT GOBAIN**, Coating solutions. Processos e materiais para aspersão térmica. Disponível em: <www.coatingsolutions.saint-gobain.com/>. Acesso em: 16 fev. 2012.
- [25] LIMA, C. R. P., Caracterização de coberturas obtidas por aspersão térmica a plasma. **Tese de Doutorado**, 143 p. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001.
- [26] TREVISANI E. F., Avaliação de ligas de Ni-Al utilizadas como revestimento restáveis a altas temperaturas depositadas por aspersão térmica à chama pó. **Dissertação de Mestrado**. Universidade Federal do Paraná. 2012
- [27] PADILHA H., Desenvolvimento “in situ” de intermetálicos Ni-Al em superfícies de aço inoxidável AISI 304 através da aplicação por aspersão térmica de misturas de pós de níquel e alumínio. **Tese de Doutorado**. Universidade Federal do Paraná. 2011

- [28] AWS - America Welding Society, **Thermal spraying practice: theory and applications**. USA, 1985.
- [29] LIMA, C.C., TREVISAN, R., *Aspersão Térmica Fundamentos e Aplicações*. **Artliber Editora**, São Paulo, Brasil, 2007.
- [30] BERNDT, C. C., BERNECKI, T., *Handbook of Thermal Spray Technology*, **ASM International**, 2004.
- [31] MENEZES, D. D., *Avaliação da resistência à corrosão de revestimentos de alumínio aplicados pelas técnicas de arco elétrico e chama convencional, em meio cloreto*. 178 f. **Tese de Doutorado**, Programa de Pós-Graduação de Engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2007.
- [32] BOBZIN, K.; ERNST, F.; RICHARDT, K.; SCHLAEFER, T.; VERPOORT, C.; FLORES, G., Thermal spraying of cylinder bores with the Plasma Transferred Wire Arc process. **Surface & Coatings Technology**, n.202, p.4438–4443, Abril, 2008.
- [33] TAKANO, E. H.; QUEIROZ, D. de; OLIVEIRA, A. S. C. M., *Avaliação dos parâmetros de processamento por PTA nas superfícies processadas*. **Soldagem Insp**. São Paulo, vol. 13, no. 3, p.210-218, jul/set 2008.
- [34] PAWLOWSKI, L., *The science and engineering of thermal spray coatings*. **England: John Wiley & Sons**, 2008.
- [35] ASM, **Handbook of Thermal Spray Technology**, ASM International, 2004.
- [36] PAWLOWSKI, L., *The science and engineering of thermal spray coatings*. 2nd ed., p-59-60, **John Wiley & Sons Ltd**. 2007
- [37] TAMARIN, Y., *Protective Coatings for Turbine Blades*. **ASM INTERNATIONAL**. Ohio, p. 231, 2002.
- [38] YUAN, F.H., CHEN, Z.X., HUANG, Z.W., WANG, Z.G., ZHU, S.J., *Oxidation behavior of thermal barrier coatings with HVOF and detonation-sprayed NiCrAlY bondcoats*. **Corrosion Science**, n.50, p.1608–1617, 2008.

- [39] TONIOLO, J. C., Síntese de pós de alumina nanocristalina por combustão em solução. **Dissertação de Mestrado**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2004.
- [40] SCHIEFLER, M. F. de O., Estudo microestrutural e eletroquímico de revestimentos metálicos depositados por aspersão térmica. **Tese de Doutorado**. Universidade Federal de Santa Catarina. 2004
- [41] REED J.S., Principles of Ceramic Processing, **John Wiley & Sons**, New York, 1994.
- [42] RICHER P., YANDOUZI M., BEAUVAIS L., B. JODOIN B., Oxidation behaviour of CoNiCrAlY bond coats produced by plasma, HVOF and cold gas dynamic spraying. **Surface & Coatings Technology**. n. 204. p. 3962–3974. 2010.
- [43] KEYVANI A., SAREMI M., HEYDARZADEH SOHI M., Oxidation resistance of YSZ-alumina composites compared to normal YSZ TBC coatings at 1100 °C. **Journal of Alloys and Compounds**; n.509. p.8370–8377. 2011.
- [44] CERNUSCHI F. , LORENZONI L. , CAPELLI S., GUARDAMAGNA C., KARGER M., VAßEN R., NIESSEN K., MARKOCSAN N., MENUÉY J., GIOLLI C., Solid particle erosion of thermal spray and physical vapour deposition thermal barrier coatings. **Wear**, n.271. p.2909–2918. 2011.
- [45] Wei Q., Yin Z., Li H., Oxidation control in plasma spraying NiCrCoAlY coating. **Applied Surface Science**, n.258. p.5094–5099. 2012.
- [46] SCHULTZ, U., et al., Some recent trends in research and technology of advanced thermal barrier coatings, **Aerospace Science and Technology**, v. 7, p. 73-80, 2003.
- [47] BUTTON, S. T., Metodologia para planejamento experimental e análise de resultados, **Apostila da Disciplina de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade de Campinas**, 2005.
- [48] ASTM C-633., Standard Test Method for Adhesion or Cohesive Strength of Flame-Sprayed Coatings. **ASTM**, 1994.

- [49] TEIXEIRA, V.; ANDRITSCHKY, M.; GRUHN, H.; MALLÉNER, W.; BUCHKREMER, H.P.; STÖVER, D., Failure of Physical Vapor Deposition/Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings during Thermal Cycling. **Journal of Thermal Spray Technology**. n. 9. 2000.
- [50] SCHULZ, U.; BERNARDI, O.; EBACH-STAHN, A.; VASSEN, R.; SEBOLD, D., Improvement of EB-PVD thermal barrier coatings by treatments of a vacuum plasma-sprayed bond coat. **Surface & Coatings Technology**. n.203, p.160–170. 2008.
- [51] KOOLLOOS, M.F.J.; HOUBEN, J.M., Behavior of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings during Thermal Cycling and the Effect of a Preoxidized NiCrAlY Bond Coat. **Journal of Thermal Spray Technology**, n.9. 2000.
- [52] LIMA, C.R.C., Guilemany, J.M., Adhesion improvements of Thermal Barrier Coatings with HVOF thermally sprayed bond coats. **Surface and Coatings Technology**, 201. 2007.
- [53] GRAINGER, S., Engineering Coatings – design and application. **Abington Publishing**, Cambridge, England, 1989, 200p.